

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-355043

(43)Date of publication of application : 25.12.2001

(51)Int.Cl. C22C 38/00
B21B 3/00
C21D 9/46
C22C 38/06
C22C 38/38
C23C 2/02
C23C 2/06
C23C 2/40

(21)Application number : 2001-108957

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 06.04.2001

(72)Inventor : SATO NAOHIRO
NOMURA SHIGEKI
KAWANISHI YOSHIHIRO
KASHIWAGI HIROYUKI

(30)Priority

Priority number : 2000112193 Priority date : 13.04.2000 Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANNEALED STEEL SHEET AND HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN HOLE EXPANDABILITY AND DUCTILITY AND THEIR PRODUCTION METHOD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high strength hot dip galvanized steel sheet excellent in hole expandability and ductility at a low cost.

SOLUTION: This high strength hot dip galvanized steel sheet having strength of ≥ 490 MPa and a hole expanding ratio of $\geq 80\%$ and excellent in ductility has a steel composition containing 0.02 to 0.10% C, 0.1 to 1.0% Si, 0.8 to 2.5% Mn, 0.001 to 0.025% P, $\leq 0.010\%$ S, 0.003 to 0.1% Al and $\leq 0.008\%$ N, in which the relations of $C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$ and $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$ are satisfied, and further, crystal grains with a crystal grain size of $\leq 20 \mu m$ occupy $\geq 80\%$ and has a bainitic ferritic structure.

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$xTi+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 2]By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % further, Cr: 0.005 –0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading which have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, and are characterized by satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$xTi+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 3]By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. While aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with which a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies in not less than 80% of an area rate, and is characterized by consisting of a BEINI tick ferrite, which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$xTi+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 4]By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % further, Cr: 0.005 –0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet with which a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies in not less than 80% of an area rate, and is characterized by consisting of a BEINI tick ferrite, which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$x\text{Ti}+1334x\text{Nb}+5470x\text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) x\text{N} - (48/32) x\text{S}$.

[Claim 5] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. While aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of a BEINI tick ferrite, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 mum and in which ductility was excellent.

$\text{C} - (12/48) x\text{Ti}^* - (12/93) x\text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 x\text{C} + 76x\text{Si} - 2x\text{Mn} + 939$

$x\text{Ti}+1334x\text{Nb}+5470x\text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) x\text{N} - (48/32) x\text{S}$.

[Claim 6] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % further, Cr: 0.005 –0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of a BEINI tick ferrite, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 mum and in which ductility was excellent.

$\text{C} - (12/48) x\text{Ti}^* - (12/93) x\text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 x\text{C} + 76x\text{Si} - 2x\text{Mn} + 939$

$x\text{Ti}+1334x\text{Nb}+5470x\text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) x\text{N} - (48/32) x\text{S}$.

[Claim 7]. Were indicated by mass % in any 1 paragraph from claim 1 containing one sort in Ti:0.003 – 0.1 % and Nb:0.003 – 0.1 %, or two sorts to claim 6. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

[Claim 8] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8–2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, and below S:0.010 %. aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, To slab with which it is satisfied of both relation between following the (1) type and following the (2) type. 880 Cool with a cooling rate at 35–55 **/second in a temperature region of 600 – 700 ** after hot-rolling at finish rolling temperature which is –970 **, Then, by performing hot dip zining, after cooling and rolling round with a cooling rate at 5–40 **/second in a temperature region of 400 – 600 ** and performing pickling, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of a BEINI tick ferrite, . It is characterized by the grain boundary between plating and each crystal of a steel sheet surface in a steel plate interface manufacturing an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is etched below as for width 2.0 mum. A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

$\text{C} - (12/48) x\text{Ti}^* - (12/93) x\text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 x\text{C} + 76x\text{Si} - 2x\text{Mn} + 939$

$x\text{Ti}+1334x\text{Nb}+5470x\text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) x\text{N} - (48/32) x\text{S}$.

[Claim 9]. Were indicated to claim 8 which said slab is mass % and contains one sort in Ti:0.003 – 0.1 % and Nb:0.003 – 0.1 %, or two sorts. A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

[Claim 10] While the dew point is performed considering an air-fuel ratio as 0.8–1.25 in atmosphere 30 ** or less, said hot dip zining heating with a front oxidation furnace of continuous system hot dip galvanizing equipment, A manufacturing method of a high intensity

alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet indicated to claim 8 or claim 9 to which it is performed as the highest attainment steel plate temperature in said front oxidation furnace fills following the (3) type.

$700 + 100 \times \ln [\text{Si}] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln [\text{Si}]$ (3), however T show highest attainment steel-plate-temperature [in a front oxidation furnace] (**), and [Si] shows Si-content (mass %) of a base-material-steel board.

[Claim 11] Said slab by mass % further Cr:0.005 - 0.10%, Mo: A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet indicated in any 1 paragraph from claim 8 containing one sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, V:0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more to claim 10.

[Claim 12] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. A high intensity steel plate which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading which have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, and are characterized by satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type and in which ductility was excellent.

$C - (12/48) \times \text{Ti}^* - (12/93) \times \text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 \times C + 76 \times \text{Si} - 2 \times \text{Mn} + 939$

$\times \text{Ti} + 1334 \times \text{Nb} + 5470 \times \text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) \times \text{N} - (48/32) \times \text{S}$.

[Claim 13] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. Cr:0.005 - 0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, A high intensity steel plate which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading which have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities, and are characterized by satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type and in which ductility was excellent.

$C - (12/48) \times \text{Ti}^* - (12/93) \times \text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 \times C + 76 \times \text{Si} - 2 \times \text{Mn} + 939$

$\times \text{Ti} + 1334 \times \text{Nb} + 5470 \times \text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) \times \text{N} - (48/32) \times \text{S}$.

[Claim 14] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, While below S:0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, A high intensity steel plate in which a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies in not less than 80% of an area rate, and is characterized by consisting of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C - (12/48) \times \text{Ti}^* - (12/93) \times \text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 \times C + 76 \times \text{Si} - 2 \times \text{Mn} + 939$

$\times \text{Ti} + 1334 \times \text{Nb} + 5470 \times \text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) \times \text{N} - (48/32) \times \text{S}$.

[Claim 15] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. Cr:0.005 - 0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, A high intensity steel plate in which a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies in not less than 80% of an area rate, and is characterized by consisting of one or more sorts of a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C - (12/48) \times \text{Ti}^* - (12/93) \times \text{Nb} \leq 0.09$ (1) $-340 \times C + 76 \times \text{Si} - 2 \times \text{Mn} + 939$

$\times \text{Ti} + 1334 \times \text{Nb} + 5470 \times \text{N} \geq 70$.. It is (2), however $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) \times \text{N} - (48/32) \times \text{S}$.

[Claim 16] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, While below S:0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between

following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, An alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 mum and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 17] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. Cr:0.005 -0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, An alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 mum and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 18]. Were indicated by mass % in any 1 paragraph from claim 12 containing one sort in Ti:0.003 - 0.1 % and Nb:0.003 - 0.1 %, or two sorts to claim 17. A steel plate or an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

[Claim 19] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. To slab which has the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and with which it is satisfied of both relation between following the (1) type and following the (2) type. 880 Cool with a cooling rate at 35-55 **/second in a temperature region of 600 - 700 ** after hot-rolling at finish rolling temperature which is -970 **, Then, by cooling and rolling round with a cooling rate at 5-40 **/second in a temperature region of 400 - 600 **, .. In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and is characterized by consisting of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite. A manufacturing method of a high intensity steel plate which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 20] A manufacturing method of a high intensity steel plate which said slab is mass %, is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading which were indicated to claim 19 containing one sort in Ti:0.003 - 0.1 % and Nb:0.003 - 0.1 %, or two sorts, and was excellent in ductility.

[Claim 21] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 1.0 % and below N:0.008 %. To slab which has the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and with which it is satisfied of both relation between following the (1) type and following the (2) type. 880 Cool with a cooling rate at 35-55 **/second in a temperature region of 600 - 700 ** after hot-rolling at finish rolling temperature which is -970 **, Then, it cools and rolls round with a cooling rate at 5-40 **/second in a temperature region of 400 - 600 **, After performing pickling, with continuous system hot dip galvanizing equipment heating with a front oxidation furnace, By performing hot dip zincing with which the dew point sets an air-fuel ratio to 0.8-1.25 in atmosphere 30 ** or less, and the highest attainment steel plate temperature in a front oxidation furnace fills following

the (3) type, . In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and is characterized by consisting of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite. A manufacturing method of an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. 700 +100 $\times \ln [Si] \leq T \leq 830+50 \times \ln [Si]$. (2) It is (3), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 22] Further, said slab is mass % and Cr:0.005 -0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: A manufacturing method of a high intensity steel plate indicated in any 1 paragraph from claim 19 containing one sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more to claim 21, or an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet. [Claim 23] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 to 0.025%, and below S:0.010 %. While aluminum:0.003 - 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, . In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and is characterized by consisting of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 24] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 0.1 % and below N:0.008 %. Cr:0.005 -0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, . In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and is characterized by consisting of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 25] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, While below S:0.010 % and aluminum:0.003 - 0.1 % and below N:0.008 % have the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 μm and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 26] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 - 1.0 %, Mn: 0.8 - 2.5 %, P:0.001 - 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 - 0.1 % and below N:0.008 %. Cr:0.005 -0.10%, Mo : 0.005 to 0.10%, V: One sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more, While having the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and satisfying both relation between following the (1) type and following the (2) type, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20

micrometers or less occupies, and consists of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is 490 or more MPa of intensity and not less than 80% of a rate of spreading, wherein the grain boundary between each crystals of a steel sheet surface in an interface of a plating layer and a steel plate is etched below as for width 2.0 μm and in which ductility was excellent.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 27]. Were indicated by mass % in any 1 paragraph from claim 23 containing one sort in Ti:0.003 – 0.1 % and Nb:0.003 – 0.1 %, or two sorts to claim 26. A high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading and in which ductility was excellent.

[Claim 28] By mass %, C:0.02 to 0.10%, Si:0.1 – 1.0 %, Mn: 0.8 – 2.5 %, P:0.001 – 0.025 %, S: Below 0.010 % and aluminum:0.003 – 0.1 % and below N:0.008 %. To slab which has the steel composition which consists of the remainder Fe and inevitable impurities and with which it is satisfied of both relation between following the (1) type and following the (2) type. 880 Cool with a cooling rate at 35–55 **/second in a temperature region of 600 – 700 ** after hot-rolling at finish rolling temperature which is –970 **, Then, by performing hot dip zincing, after cooling and rolling round with a cooling rate at 5–40 **/second in a temperature region of 400 – 600 ** and performing pickling, In not less than 80% of an area rate, a crystal grain with a crystal grain diameter of 20 micrometers or less occupies, and consists of one or more sorts in a granular BEINI tick ferrite or a KUWASHI polygonal ferrite, . It is characterized by the grain boundary between plating and each crystal of a steel sheet surface in a steel plate interface manufacturing an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which is etched below as for width 2.0 μm . A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

$C-(12/48) \times Ti^*-(12/93) \times Nb \leq 0.09$ (1) $-340 \times C+76 \times Si-2 \times Mn+939$

$\times Ti+1334 \times Nb+5470 \times N \geq 70$.. It is (2), however $Ti^*=Ti-(48/14) \times N-(48/32) \times S$.

[Claim 29]. Were indicated to claim 28 which said slab is mass % and contains one sort in Ti:0.003 – 0.1 % and Nb:0.003 – 0.1 %, or two sorts. A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet which are 490 or more MPa of intensity, and not less than 80% of a rate of spreading, and was excellent in ductility.

[Claim 30] While the dew point is performed considering an air-fuel ratio as 0.8–1.25 in atmosphere 30 ** or less, said hot dip zincing heating with a front oxidation furnace of continuous system hot dip galvanizing equipment, A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet indicated to claim 28 or claim 29 to which it is performed as the highest attainment steel plate temperature in said front oxidation furnace fills following the (3) type.

$700 + 100 \times \ln [Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln [Si]$ (3), however T show highest attainment steel-plate-temperature [in a front oxidation furnace] (**), and [Si] shows Si-content (mass %) of a base-material-steel board.

[Claim 31] Said slab by mass % further Cr:0.005 – 0.10%, Mo: A manufacturing method of a high intensity alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet indicated in any 1 paragraph from claim 28 containing one sort chosen from a group which consists of 0.005 to 0.10%, V:0.005 to 0.10%, and B:0.0001 to 0.0100%, or two sorts or more to claim 30.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-355043

(P2001-355043A)

(43) 公開日 平成13年12月25日 (2001. 12. 25)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	A 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
			U
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
審査請求 未請求 請求項の数31 O L (全 35 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2001-108957(P2001-108957)
(22) 出願日 平成13年4月6日(2001. 4. 6)
(31) 優先権主張番号 特願2000-112193(P2000-112193)
(32) 優先日 平成12年4月13日(2000. 4. 13)
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000002118
住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(72) 発明者 佐藤 直広
茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内
(72) 発明者 野村 茂樹
茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内
(74) 代理人 100081352
弁理士 広瀬 章一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 穴広げ性および延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板および高強度鋼板と、それらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 穴広げ性および延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を低コストで製造することができない。

【解決手段】 C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~0.1%、N:0.008%以下を含有する鋼組成を有し、 $C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$ 、および、 $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$ の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20 μ m以下の結晶粒が80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなる、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項2】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、さらに、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%※

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項3】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有★

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項4】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、さらに、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%★30

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項5】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足す◆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項6】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、さらに、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

* し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

※ %、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

★ し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

☆ らなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

◆ るとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

* び不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の間係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \cdots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項7】 さらに、質量%で、 $Ti: 0.003 \sim 0.1\%$ および $Nb: 0.003 \sim 0.1\%$ のうちの1種または2種を含有する請求項1から請求項6までのいずれか1項に記載された、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項8】 質量%で、 $C: 0.02 \sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 0.8 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.001 \sim 0.025\%$ 、 $S: 0.010\%$ 以下、 $Al: 0.003 \sim 0.1\%$ 、 $N: 0.008\%$ 以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足す *

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \cdots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \cdots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項9】 さらに、前記鋼片は、質量%で、 $Ti: 0.003 \sim 0.1\%$ および $Nb: 0.003 \sim 0.1\%$ のうちの1種または2種を含有する請求項8に記載された、強度490MPa 20 以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$700 + 100 \times \ln[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[Si] \cdots (3)$$

ただし、 T は、前酸化炉内での最高到達鋼板温度(°C)を示し、 $[Si]$ は、母材鋼板のSi含有量(質量%)を示す。

【請求項11】 前記鋼片が、さらに、質量%で、 $Cr: 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $Mo: 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $V: 0.005 \sim 0.10\%$ および $B: 0.0001 \sim 0.0100\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する請求項8から請求項1 30 0までのいずれか1項に記載された高強度合金化溶融亜鉛め

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \cdots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \cdots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項13】 質量%で、 $C: 0.02 \sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 0.8 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.001 \sim 0.025\%$ 、 $S: 0.010\%$ 以下、 $Al: 0.003 \sim 1.0\%$ 、 $N: 0.008\%$ 以下、さらに、 $Cr: 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $Mo: 0.005 \sim$ ☆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \cdots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \cdots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項14】 質量%で、 $C: 0.02 \sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 0.8 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.001 \sim 0.025\%$ 、 $S: 0.010\%$ 以下、 $Al: 0.003 \sim 1.0\%$ 、 $N: 0.008\%$ 以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成 ◆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \cdots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \cdots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ であ

* 鋼片に、880 ~ 970 °Cの仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600 ~ 700 °Cの温度域に35 ~ 55 °C/秒の冷却速度で冷却し、その後、400 ~ 600 °Cの温度域に5 ~ 40 °C/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってから、溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0 μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

※ 【請求項10】 さらに、前記溶融亜鉛めっきは、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30 °C以下の雰囲気中で空燃比を0.8 ~ 1.25として行われるとともに、前記前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われる請求項8または請求項9に記載された高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

★鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項12】 質量%で、 $C: 0.02 \sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 0.8 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.001 \sim 0.025\%$ 、 $S: 0.010\%$ 以下、 $Al: 0.003 \sim 1.0\%$ 、 $N: 0.008\%$ 以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板。

☆ 0.10% 、 $V: 0.005 \sim 0.10\%$ および $B: 0.0001 \sim 0.0100\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板。

◆を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板。

【請求項15】 質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~1.0%、N:0.008%以下、さらに、Cr:0.005~0.10%、Mo:0.005~0.10%、V:0.005~0.10%およびB:0.0001~0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項16】 質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~1.0%、N:0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率※

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項17】 質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~1.0%、N:0.008%以下、さらに、Cr:0.005~0.10%、Mo:0.005~0.10%、V:0.005~0.10%およびB:0.0001~0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)★

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項18】 さらに、質量%で、Ti:0.003~0.1%およびNb:0.003~0.1%のうちの1種または2種を含有する請求項12から請求項17までのいずれか1項に記載された、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた鋼板または合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項19】 質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~1.0%、N:0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足する鋼片に、880~970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600~700℃の温度域に35~55℃/秒の冷却速度で冷却し、その後、400~600℃の温度域に5~40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取ることにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニ

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項20】 さらに、前記鋼片は、質量%で、Ti:0.003~0.1%およびNb:0.003~0.1%のうちの1種または2種を含有する請求項19に記載された、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板の製造方法。

* 式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニユーラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板。

10※ 80%以上占め、グラニユーラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

20★ 式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニユーラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

☆ 8%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足する鋼片に、880~970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600~700℃の温度域に35~55℃/秒の冷却速度で冷却し、その後、400~600℃の温度域に5~40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取ることにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニユーラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項21】 質量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~1.0%、N:0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足する鋼片に、880~970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600~700℃の温度域に35~55℃/秒の冷

却速度で冷却し、その後、400～600℃の温度域に5～40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってから、連続式溶融亜鉛めっき設備で前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25とし、かつ前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たす溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ *

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots\dots (2)$$

$$700 + 100 \times \ln[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[Si] \quad \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項22】 前記鋼片は、さらに、質量%で、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する請求項19から請求項21までのいずれか1項に記載された高強度鋼板または合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項23】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025% ※

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots\dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項24】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、さらに、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Fe★

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots\dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項25】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ 以下の結晶粒が面積率☆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots\dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項26】 質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.8～2.5%、P：0.001～0.025%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、さらに、Cr：0.005～0.10%、Mo：0.005～0.10%、V：0.005～0.10%およびB：0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)

* 以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10※%、S：0.010%以下、Al：0.003～0.1%、N：0.008%以下、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ 以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

★および不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ 以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

☆80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅 $2.0\mu\text{m}$ 以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ 以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅 $2.0\mu\text{m}$ 以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項27】 さらに、質量%で、 $Ti: 0.003 \sim 0.1\%$ および $Nb: 0.003 \sim 0.1\%$ のうちの1種または2種を含有する請求項23から請求項26までのいずれか1項に記載された、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項28】 質量%で、 $C: 0.02 \sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 0.8 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.001 \sim 0.025\%$ 、 $S: 0.010\%$ 以下、 $Al: 0.003 \sim 0.1\%$ 、 $N: 0.008\%$ 以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【請求項29】 さらに、前記鋼片は、質量%で、 $Ti: 0.003 \sim 0.1\%$ および $Nb: 0.003 \sim 0.1\%$ のうちの1種または2種を含有する請求項28に記載された、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$700 + 100 \times \ln[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[Si] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 T は、前酸化炉内での最高到達鋼板温度(°C)を示し、 $[Si]$ は、母材鋼板のSi含有量(質量%)を示す。

【請求項31】 前記鋼片が、さらに、質量%で、 $Cr: 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $Mo: 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $V: 0.005 \sim 0.10\%$ および $B: 0.0001 \sim 0.0100\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する請求項28から請求項30までのいずれか1項に記載された高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、穴広げ性および延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板および高強度鋼板とそれらの製造方法とに関し、より具体的には、強度490MPa以上、穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板および高強度鋼板とそれらの製造方法とに関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の軽量化を図るため、自動車用鋼板の高強度化が要求されている。しかも、この自動車用鋼板の用途によっては、強度だけでなく耐食性も要求される。鋼板の高強度化に関しては従来から研究が行われており、例えば、固溶強化元素や析出強化元素を添加したり、組織をベイナイト、デュアルフェイズとすることにより組織を強化することが通常用いられる。一

* 足する鋼片に、880～970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600～700℃の温度域に35～55℃/秒の冷却速度で冷却し、その後、400～600℃の温度域に5～40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってから、溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

※【請求項30】 さらに、前記溶融亜鉛めっきは、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25として行われるとともに、前記前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われる請求項28または請求項29に記載された高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

方、鋼板の耐食性を改善するには、合金化溶融亜鉛めっきを施すことが知られている。しかし、前述した各種の組織強化法を適用すると、以下に示すような様々な問題がある。

【0003】すなわち、固溶強化元素として一般的にSiを用いるが、Siを多量に添加するとファイアライトと呼ばれる赤色のスケールを生じ、外観や塗装性が低下するという問題がある。さらに、Si添加鋼は溶融めっきライン中の前酸化工程において酸化層が形成され難い。そのため、その後の合金化処理が困難になり、めっき密着性が劣化してしまう。

【0004】さらに、熱延鋼板に、酸洗後に冷間圧延を行わずに合金化溶融亜鉛めっきを行うと、穴広げ性が極端に低下してしまう。これは、酸洗を行われた熱延鋼板の表面は、結晶粒界が優先してエッチングされた結晶粒界エッチング形態を呈するため、結晶粒界がエッチングされた熱延鋼板にめっきを行うと、自動車用鋼板の中でもサスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う加工を行われる鋼板では、穴の打ち抜き加工によりZn脆化した層が結晶粒ごと欠落し、ノッチ効果が生じるために、穴広げ性が極端に低下してしまう。

【0005】一方、析出強化元素としては一般的に、炭化物形成元素であるTiやNb等を用いるが、この方法も特性的には、汎用鋼とされるレベルであり、優れた伸びフランジ性は得られないという問題がある。さらに、Ti、

50

Nb添加鋼は、合金化溶融亜鉛めっきの際の炭化物の粗大化によって、軟化を生じ易い。

【0006】そこで、穴広げ性やめっき密着性の劣化を防止しながら、合金化溶融亜鉛めっき鋼板または鋼板を高強度化するために、様々な提案が行われている。例えば、特許第2553413号には、円相当半径が $0.1\ \mu\text{m}$ 以上のセメントタイトの組織率を 0.1% 以下と限定することによる、穴広げ性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提案されている。

【0007】また、特開平4-346645号公報には、Cuを $0.5\sim 2.0\%$ （本明細書においては特にことわりがない限り「%」は「質量%」を意味する）添加することにより、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の穴広げ性を確保することが、提案されている。

【0008】また、特開平5-263145号公報には、Cu添加鋼にMnを添加することにより、合金化溶融亜鉛めっき工程のような短時間の熱処理工程（たとえば $750\ ^\circ\text{C}$ で1分程度）では熱処理時間が短すぎるために析出が不十分なCuの析出を促進して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の高強度化を図ることが、提案されている。

【0009】また、特許第2820819号には、SiやMn等の強化元素とともにVやNbを主体とした特殊元素を添加することにより、伸びフランジ成形性が優れる高強度薄鋼板が提案されている。

【0010】また、特開平5-311244号公報には、めっきラインにおいてMs点以下に急冷して、鋼板の一部または全部にマルテンサイトを生成させた後、再加熱して一部または全部に焼戻しマルテンサイトを生成させることにより、伸びフランジ成形性が優れた高強度熱延原板合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することが提案されている。

【0011】また、特許第2792434号には、溶融亜鉛めっき設備の露点および空燃比を限定し、さらに鋼板中のSi含有量によって前酸化炉内の最高到達温度を最適値に制御することにより、高Si鋼に溶融亜鉛めっきを施すことが提案されている。

【0012】また、特開平6-293910号公報には、主体であるフェライトとベイナイトとの二相組織からなる穴広げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0013】また、特開平7-48648号公報には、ベイニティックなフェライト組織と円相当径 $0.5\ \mu\text{m}$ 以上の粗大なセメントタイトとを占積率で 0.1% 以下含むベイニティックなフェライト組織との両方もしくは、それらのうち一方のみからなる、 $780\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の引張強度を有し、耐食性、張り出し性、すなわち強度延性バランスおよびバーリング性に優れた高強度熱延鋼板とその製造方法とが開示されている。

【0014】また、特開平7-11382号公報には、アシキユラー・フェライト組織からなり、 $686\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の高

強度であり、優れた伸びフランジ性を有する高強度熱延鋼板とその製造方法とが開示されている。

【0015】さらに、特開平6-172924号公報には、引張強度 $500\text{N}/\text{mm}^2$ 級以上の高強度であっても伸びフランジ加工性に優れた高強度熱延鋼板が開示されている。

【0016】

【発明が解決しようとする課題】しかし、これらの従来の発明には、いずれも、以下に列記する課題がある。特許第2553413号により提案された発明は、Cを炭化物として固定する元素がなく、熱処理条件でセメントタイトの生成を抑制する。このため、組織変態を利用するために組織のバラツキが大きく、優れた性能を安定して得ることは難しい。また、SiやMn等の強化元素を添加した高強度鋼板で問題となるめっき処理性に対する対策が十分開示されておらず、良好なめっき性が得られない。

【0017】特開平4-346645号公報により提案された発明では、高価なCuを用いるためにコスト高となる。また、めっき性確保のために溶融めっき前の工程でNiプレめっきも行うため、さらにコスト高となり、経済的に実用化は難しい。

【0018】特開平5-263145号公報により提案された発明では、Cuを用いるためにコストが高くなり、やはり経済的に実用化は難しい。特許第2820819号により提案された発明では、種々の強化元素を添加した場合に問題となるめっき処理性に対する対策が加味されておらず、良好なめっき性が得られない。

【0019】特開平5-311244号公報により提案された発明では、組織変態を利用するため組織のバラツキが大きく、優れた性能を安定して得ることは難しい。特許第2792434号により提案された発明では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、穴の打ち抜き加工でZn脆化した層が結晶粒ごと欠落してノッチ効果が生じることに起因して、穴広げ性がめっきを施さない熱延鋼板や冷延鋼板に比較して極端に低下することの対策が何ら開示されておらず、鋼板の加工性への考慮が不十分である。

【0020】特開平6-293910号公報により提案された発明では、複合組織からなるために、硬質な第二相がプレス加工における割れの起点になり易いことや、第二相の分率の変動により特性が安定しない。

【0021】特開平7-48648号公報により提案された発明では、その実施例にも記載されているように、Tiを $0.1\sim 0.15\%$ 程度と多量に添加する必要があるが、材料疵による鋼板表面の外観不良が発生する。さらに、耐食性確保のためにCu、PさらにはNiを多量に添加する必要もあり、コストが高くなる。

【0022】特開平7-11382号公報により提案された発明では、その実施例にも記載されているように、Tiを $0.1\sim 0.25\%$ 程度と多量に添加する必要があるが、材料疵による鋼板表面の外観不良が発生し、またコストが高くなる。

【0023】さらに、特開平6-172924号公報により提案された発明では、その実施例にも記載されているように、真空溶解にて溶解した鋼を550～250℃（主には400℃）の温度範囲で巻取処理相当の熱処理を実験室的に行っているが、実際の製造では、このような低い巻取温度は水冷が非常に不安定となり巻取温度がコイル内で急変するため、現在の冷却技術では、狙い通りの巻取温度に制御することが不可能であり、現実には実施できない。

【0024】このように、従来の技術では、穴広げ性および延性が優れた高強度鋼板または高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を低コストで安定して製造することは、できなかった。

【0025】ここに、本発明の目的は、穴広げ性および延性が優れた高強度鋼板または高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を低コストで安定して製造することである。より具体的には、強度490MPa以上、穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を、低コストで安定して製造する技術を提供することである。

【0026】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、前記目的を達成すべく、鋭意実験および研究を重ねた結果、以下に列記する新規な知見（1）～（4）を得た。

【0027】（1）良好な穴広げ性と延性を得るためには、種々の元素の範囲を規定するだけでは不十分であり、各元素それぞれの含有量を相互関係づけて制御し、さらに熱間圧延の温度条件を実生産を考慮した上で制御することにより、得られる鋼板の組織を、20μm以下の結晶粒が80%以上を占めるようにすることが有効である。

【0028】（2）上記の鋼板を母材としてめっきを行う際のめっき条件を特定することにより、さらに良好なめっき性を確保できる。すなわち、合金化溶融亜鉛めっきラインでは、溶融めっき工程の前に焼鈍工程があり、加熱→均熱→冷却→めっき（浸漬）→合金化（加熱）のプロセスを辿るが、このプロセスのうちで、加熱工程の*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots\dots (2)$$

ただし、(1)式において、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0034】この本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、さらに、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

【0035】また、これらの本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなることが、例示される。

* 炉である前酸化炉の雰囲気（露点および温度）をコントロールすることにより、鋼板表面のスケール生成量が制御される。この前酸化炉で形成された鋼板表面のスケールは、還元雰囲気である均熱帯で還元鉄層となる。Si添加鋼では、酸化スケールが形成され難いため、鋼板表面にSiが濃化し、めっきのぬれ性が低下し、合金化が遅延する。そこで、前酸化炉の雰囲気（露点および温度）を制御することにより、酸化スケール量を適正化してSiの濃化を抑制し、これにより、合金化の遅延を抑制できる。

【0029】（3）穴広げ性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が、幅2.0μm以下でエッチングされている。

【0030】（4）結晶粒界を制御するためには、前酸化を強化すると粒界の選択酸化が生じるため好ましくない。しかしながら、Si添加鋼を合金化溶融亜鉛めっきするためには前酸化を行う必要があり、このための前酸化の適正な雰囲気として、前酸化炉の露点を30℃以下、空燃比を0.8～1.25とすることが有効である。

【0031】本発明者らは、これらの新規な知見（1）～（4）に基づいてさらに検討を重ねた結果、低C鋼へのSi、TiやNb等の添加バランス、さらにはめっき条件を特定することにより、強度490MPa以上で穴広げ率80%以上かつ延性の優れた高強度鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を、実際の製造工程でも安定して低コストで製造できることを知見して、本発明を完成した。

【0032】本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～0.1%、N:0.008%以下、必要に応じてTi:0.003～0.1%およびNb:0.003～0.1%のうちの1種または2種、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することの特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0033】

【0036】また、上記の本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下でエッチングされていることが、例示される。

【0037】別の観点からは、本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～0.1%、N:0.008%以下、必要に応じてTi:0.003～0.1%およびNb:0.003～0.1%のうちの1種または2種、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、上記(1)式および上記(2)式の関係をともに満足する鋼片

に、880～970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600～700℃の温度域に35～55℃/秒の冷却速度で冷却し、その後、400～600℃の温度域に5～40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってから、溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であ

$$700 + 100 \times 1n[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times 1n[Si] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、(3)式において、符号Tは、前酸化炉内での最高到達鋼板温度(℃)を示し、符号[Si]は、母材鋼板のSi含有量(%)を示す。

【0040】これらの本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、鋼片が、さらに、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

【0041】別の観点からは、本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001%以下、

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0043】また、本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～1.0%、N:0.008%以下、必要に応じて、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、★

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0045】また、本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～1.0%、N:0.008%以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率☆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0047】また、本発明は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～1.0%、N:0.008%以下、さらに、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100

* して延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0038】この本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、さらに、溶融亜鉛めっきが、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25として行われるとともに、前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われることが、望ましい。

【0039】

※ ～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～1.0%、N:0.008%以下、必要に応じて、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板である。

【0042】

★ 残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板である。

【0044】

☆ 80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた合金化溶融亜鉛め

【0046】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots \dots (2)$$

%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の

結晶粒界が幅2.0 μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上で*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0049】これらの本発明にかかる、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた鋼板または合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、さらに、Ti: 0.003 ~ 0.1 % および Nb: 0.003 ~ 0.1 % のうちの1種

または2種を含有することが例示される。
【0050】また、本発明は、C: 0.02 ~ 0.10 %、Si: 0.1 ~ 1.0 %、Mn: 0.8 ~ 2.5 %、P: 0.001 ~ 0.025 %、S: 0.010 %以下、Al: 0.003 ~ 1.0 %、N: 0.008 %以下、必要に応じてTi: 0.003 ~ 0.1 % および Nb: 0.003 ~ 0.1 % のうちの1種または2種、残部Feおよび*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0052】また、本発明は、C: 0.02 ~ 0.10 %、Si: 0.1 ~ 1.0 %、Mn: 0.8 ~ 2.5 %、P: 0.001 ~ 0.025 %、S: 0.010 %以下、Al: 0.003 ~ 1.0 %、N: 0.008 %以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足する鋼片に、880 ~ 970 °Cの仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600 ~ 700 °Cの温度域に35 ~ 55 °C/秒の冷却速度で冷却し、その後、400 ~ 600 °Cの温度域に5 ~ 40 °C/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってか★

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

$$700 + 100 \times \ln[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[Si] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0054】これらの本発明にかかる、高強度鋼板または合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、鋼片が、さらに、Cr: 0.005 ~ 0.10 %、Mo: 0.005 ~ 0.10 %、V: 0.005 ~ 0.10 % および B: 0.0001 ~ 0.0100 % からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有することが望ましい。

【0055】別の観点からは、本発明は、C: 0.02 ~ 0.10 %、Si: 0.1 ~ 1.0 %、Mn: 0.8 ~ 2.5 %、P: 0.001 ☆

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0057】また、本発明は、C: 0.02 ~ 0.10 %、Si: 0.1 ~ 1.0 %、Mn: 0.8 ~ 2.5 %、P: 0.001 ~ 0.025 %、S: 0.010 %以下、Al: 0.003 ~ 0.1 %、N: 0.008 %以下、さらに、Cr: 0.005 ~ 0.10 %、Mo: 0.005 ~

* あって延性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0048】

※ 不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足する鋼片に、880 ~ 970 °Cの仕上圧延温度で熱間圧延を行った後、600 ~ 700 °Cの温度域に35 ~ 55 °C/秒の冷却速度で冷却し、その後、400 ~ 600 °Cの温度域に5 ~ 40 °C/秒の冷却速度で冷却して巻取ることにより、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板の製造方法である。

【0051】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

★ら、連続式溶融亜鉛めっき設備で前酸化炉での加熱を、

20 露点が30 °C以下の雰囲気中で空燃比を0.8 ~ 1.25とし、かつ前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たす溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0053】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

$$700 + 100 \times \ln[Si] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[Si] \quad \dots \dots \dots (3)$$

☆ ~ 0.025 %、S: 0.010 %以下、Al: 0.003 ~ 0.1

%、N: 0.008 %以下、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0056】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

0.10 %、V: 0.005 ~ 0.10 % および B: 0.0001 ~ 0.0100 % からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポ

リゴナルフェライトのうちの1種以上からなることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板であ*

＊る。

【0058】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

※80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0 μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0060】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

★結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0 μm以下エッチングされていることを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0062】

【0061】また、本発明は、C:0.02~0.10%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.8~2.5%、P:0.001~0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003~0.1%、N:0.008%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足するとともに、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率※

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

☆を行った後、600~700℃の温度域に35~55℃/秒の冷却速度で冷却し、その後、400~600℃の温度域に5~40℃/秒の冷却速度で冷却して巻取り、酸洗を行ってから、溶融亜鉛めっきを行うことにより、結晶粒径20 μm以下の結晶粒が面積率80%以上占め、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0 μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0065】

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

ただし、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

び穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、さらに、溶融亜鉛めっきは、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8~1.25として行われるとともに、前記前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われることが望ましい。

【0068】

【0066】この本発明にかかる、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法においては、さらに、鋼片は、Ti:0.003~0.1%およびNb:0.003~0.1%のうちの1種または2種を含有することが望ましい。

【0067】この本発明にかかる、強度490MPa以上およ

50

$$700 + 100 \times \ln[\text{Si}] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[\text{Si}] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、Tは、前酸化炉内での最高到達鋼板温度(℃)を示し、[Si]は、母材鋼板のSi含有量(質量%)を示す。

【0069】さらに、これらの本発明にかかる、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、鋼片が、さらに、Cr:0.005~0.10%、Mo:0.005~0.10%、V:0.005~0.10%およびB:0.0001~0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有することが望ましい。

【0070】

【発明の実施の形態】(第1の実施の形態)以下、本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法の実施の形態を、添付図面を参照しながら詳細に説明する。

【0071】まず、本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において用いる鋼片の組成を限定する理由を、説明する。

(C:0.02~0.10%)高い穴広げ性を得るには、鋼板組織をベイニティックフェライトとすることが有効である。C含有量が0.10%を超えると、多くの炭化物が形成され穴広げ性および延性が劣化する。一方、C含有量が0.02%未満であると、十分な強度を得られなくなる。そこで、本発明では、鋼板の組織をベイニティックフェライトとするために、C含有量は0.02%以上0.10%以下と限定する。

【0072】(Si:0.1~1.0%)Siは、鋼の強化に有効であり、しかも延性に悪影響を及ぼすことが少ないため、機械的性質の面からは多量に添加したい成分であるが、過剰に添加すると、めっき性を著しく阻害する。

【0073】すなわち、Si含有量が0.1%未満であると、強度などの機械的性質に優れた鋼板が得られないばかりでなく、前酸化炉の雰囲気では鋼板表面に非常に厚い酸化スケールが形成され、この酸化スケールが還元炉で還元されて生成する還元鉄層が合金化反応を著しく促進するために合金化度の適正範囲を超え、加工時に、パウダリング等のめっき皮膜の剥離が引き起こされる。さらに、前酸化工程の後の還元工程において、ハースロール(搬送ロール)にスケールが付着し、鋼板表面に押し疵等が発生する原因にもなる。

【0074】一方、Si含有量が1.0%を超えると、酸化層を形成させるために高温にしなければならないため前酸化の際の温度が上昇し過ぎ、再結晶温度を超えて鋼板が軟化して、機械的性質の向上が期待できなくなる。

【0075】そこで、本発明では、Si含有量は0.1%以上1.0%以下と限定する。

(Mn:0.8~2.5%)Mnは、CやSi等には及ばないものの、有効な強化元素である。しかも、Mnには、パーライ

トの過剰な生成を抑え、結晶粒を微細にする作用がある。これらの作用を発揮させるために、Mnを0.8%以上添加することが必要である。しかし、2.5%を超えてMnを添加しても、強化能の向上効果が飽和するとともに、めっき性が劣化する。そこで、本発明では、Mn含有量は0.8%以上2.5%以下と限定する。

【0076】(P:0.001~0.025%)Pは、鋼の強化に有効であり、多量に添加したい成分であるが、P含有量が0.025%を超えると、脆化し易いとともにめっき層のパウダリング性を劣化させる。一方、P含有量が0.001%未満に低減するには相応のコスト上昇を伴う。そこで、本発明では、P含有量は0.001%以上0.025%以下と限定する。

【0077】(S:0.010%以下)Sは、0.010%を超えて含有すると、MnとA系介入物を作って伸びフランジ性を低下させる不純物元素であるので、極力低減することが望ましい。そこで、本発明では、S含有量は0.010%以下と限定する。

【0078】(Al:0.003~0.1%)Alは、脱酸成分としてまた鋼の清浄化のためにも添加が不可欠である。このためにはAlは少なくとも0.003%添加する。一方、Al含有量が0.1%を超えると、鋼の清浄化効果は飽和し、コスト上昇を伴うだけとなる。そこで、本発明では、Al含有量は0.003%以上0.1%以下と限定する。

【0079】(N:0.008%以下)Nは、伸びフランジ性を劣化させる不純物である。そこで、本発明では、N含有量は0.008%以下と限定する。

【0080】(Ti:0.003~0.1%およびNb:0.003~0.1%のうちの1種または2種)TiおよびNbは、いずれも、本発明では必要に応じて添加される任意添加元素であって、上記の範囲の量を含有することにより、鋼板の加工性を劣化させる固溶炭素および固溶窒素を固定し、穴広げ性を向上するとともに、大幅な強度上昇を付与する好ましい元素である。

【0081】さらに、TiおよびNbの少なくとも一方を、適正量だけ添加することにより、実際の製造ラインでは冷却温度の制御が困難な比較的低温域での巻取りなどの複雑な冷却パターンを採用せずとも、穴広げ性の改善に有効な低温生成相のベイニティックフェライトが容易に得られる。

【0082】一方、TiおよびNbそれぞれの含有量が0.1%を超えると、かかる効果が飽和する。そこで、本発明では、Ti:0.003~0.1%およびNb:0.003~0.1%のうちの1種または2種を含有することと、限定することが望ましい。

【0083】(Cr:0.005~0.10%、Mo:0.005~0.10%、V:0.005~0.10%およびB:0.0001~0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上)これらは、本発明では、いずれも、高強度とした上で、穴広げ性お

よび伸びを向上させるための任意添加元素として添加される。すなわち、Cr、Mo、VおよびBの含有量が上記範囲の下限を下回ると、所要の高強度かつ優れた穴広げ性および伸びが得られ難くなり、一方、上限を上回ると、コスト高となるのに加えて、特性の向上効果が飽和する。そこで、Cr、Mo、VおよびBのうちの少なくとも1種を添加する場合には、Cr:0.005%以上0.10%以下、*

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots (1)$$

である。ただし、(1)式において、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0085】この理由は、穴広げ性の低下原因となるセメンタイトを生成させないためである。望ましくは、鋼中のCをTiまたはNbの1種または2種で炭化物として固定することにより、穴広げ性が良好でかつ延性も良好な※

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \quad \dots (2)$$

である。

【0087】この理由は、良好な穴広げ性を確保するためには、種々の元素の範囲を規定するだけでは不十分であり、各元素を相互関係づけて制御することが必要であり、(2)式を満足することにより、目標とする80%以上20の穴広げ性を満足できるためである。

【0088】なお、TiおよびNbは、いずれも、本発明では任意添加元素であるためTi、Nbを含有しない場合もあるが、この場合には(1)式および(2)式では $Ti = 0$ 、 $Nb = 0$ として算出される。

【0089】上記以外は、Feおよび不可避的不純物である。本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、かかる組成を有する鋼片に、熱間圧延、冷却、巻取り、酸洗および合金化溶融亜鉛めっきを行う。以下、これらの工程について説明する。

【0090】(熱間圧延)本発明では、上記の鋼組成を有する鋼片に、880~970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行う。なお、鋼片の溶製から熱間圧延前の加熱までの工程では、周知慣用の工程にしたがえばよい。例えば鋼片の加熱温度は、1200~1290℃を例示することができる。

【0091】熱間圧延を終了した後の組織をベイニティックフェライト組織とするためには、オーステナイト相の粗大化を図る必要がある。そのためには、880℃以上970℃以下の温度範囲で仕上圧延を行う必要がある。仕上圧延温度が880℃を下回るとオーステナイト粒が微細となりセメンタイトが生成し、ベイニティックフェライト組織が得られなくなって穴広げ性が低下する。一方、仕上圧延温度が970℃を超えると、酸化スケールが過度に生成するため表面傷が増加する。そこで、本発明では、熱間圧延の仕上温度は880℃以上970℃以下と限定する。

【0092】(冷却)熱間圧延を終了した後、600~700℃の温度域に35~55℃/秒の冷却速度で第1の冷却を行う。

* Mo:0.005%以上0.10%以下、V:0.005%以上0.10%以下、B:0.0001%以上0.0100%以下と限定することが望ましい。

【0084】(1)式)本発明では、C、Ti、N、SおよびNbそれぞれの含有量を、下記(1)式で規定する関係に限定する。すなわち、

※ベイニティックフェライトの単相組織に制御することができる。

【0086】(2)式)また、本発明では、C、Si、Mn、Ti、NbおよびNそれぞれの含有量を、下記(2)式で規定する関係に限定する。すなわち、

【0093】熱間圧延終了後の第1の冷却の冷却速度が35℃/秒に満たないと、仕上げ圧延で生じたオーステナイト相から生成するフェライト相がベイニティックフェライト組織にならないため、穴広げ性が低下する。一方、この第1の冷却の冷却速度が55℃/秒を超えると、次の中間保持温度の制御性が悪化して特性値のバラツキが大きくなる。そこで、本発明では、仕上圧延の終了直後の第1の冷却の冷却速度を35℃/秒以上55℃/秒以下に限定する。

【0094】また、適量のベイニティックフェライト組織を生成させるためには、600℃以上700℃以下の温度域での保持または空冷が有効である。600℃未満の温度域で保持してもベイニティックフェライト組織の成長が望めず、一方、700℃超の温度域で保持すると、結晶粒の成長が活発になるためにベイニティックフェライト組織が得られなくなる。そこで、仕上圧延の終了直後の第1の冷却の後、600℃以上700℃以下の温度域に保持する。

【0095】この後、結晶粒の成長を抑制するために、400~600℃の温度域に5~40℃/秒の冷却速度で第2の冷却を行われる。つまり、この第2の冷却の冷却速度が5℃/秒未満であると、結晶粒の成長が進みベイニティックフェライト組織とならないために優れた伸びフランジ性が得られない。一方、この第2の冷却の冷却速度が40℃/秒を超えると、この第2の冷却に後続して行われる巻取の温度の制御性が低下し、特性値のバラツキが大きくなる。そこで、本発明では、この第2の冷却の冷却速度は、5℃/秒以上40℃/秒以下と限定する。

【0096】(巻取り)巻取温度が600℃を超えるとセメンタイト相が生成し、穴広げ性が低下する。一方、巻取温度が400℃を下回るとマルテンサイト相が生成し、鋼板の形状制御性が悪化する。また、巻取温度が600℃を超えると、鋼板表面の結晶粒界の選択酸化が促進するため、穴広げ加工時にノッチ効果を生じ割れの起点となる。さらに、めっき鋼板においても穴広げ加工を行うた

めの打ち抜き加工でZn脆化した結晶粒ごと欠落し、ノッチ効果によって、合金化溶融亜鉛めっき後に極端に穴広げ性が劣化する。そこで、本発明では、ベイニティックフェライト組織を得るために、巻取温度は400℃以上600℃以下と限定する。

【0097】（酸洗）冷却後に、合金化溶融亜鉛めっき処理の前処理として、酸洗を行う。酸洗は、周知慣用の条件により行えばよい。

【0098】（合金化溶融亜鉛めっき）酸洗後に、合金化溶融亜鉛めっきを行う。本発明では、鋼板の組成を管理するだけでは良好なめっき性を確保することが困難であり、鋼板の組成とともにめっき条件も適正に管理する必要がある。

【0099】すなわち、合金化溶融亜鉛めっきラインは、溶融めっき工程の前に焼鈍工程があり、この焼鈍工程は、加熱→均熱→冷却→めっき（浸漬）→合金化（加熱）のプロセスからなる。このうち、加熱工程の炉が前*

$$700 + 100 \times \ln[\text{Si}] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[\text{Si}] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、(3)式において、符号Tは、前酸化炉内での最高到達鋼板温度（℃）を示し、符号[Si]は、母材鋼板のSi含有量（質量％）を示す。

【0103】すなわち、前酸化炉で処理する際の空燃比は望ましくは0.8～1.25、さらに望ましくは0.9～1.2とする。空燃比が0.8よりも小さいと、酸化ポテンシャルが小さく、鋼板温度（最高到達鋼板温度を意味する。以下においても同じ）を上げても、適正な合金化に必要な酸化スケールが生成しない。一方、空燃比が1.25を超えると、燃焼ガスが安定化しないため、鋼板上にすすが付着してめっき欠陥が発生したり、前酸化炉内の温度分布が不均一になって鋼板表面に均一な酸化スケールが生成せず、合金化処理を施すと、部分的な合金化のムラが発生する。そこで、本発明では、前酸化炉の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25と限定することが望ましい。

【0104】また、前酸化炉内の雰囲気ガスの露点は、高いほど酸化スケールを生成させるために有利である。しかし、露点が30℃を超えると酸化スケールの生成促進効果が小さくなるとともに、酸化スケールが還元され難くなるので好ましくない。そこで、本発明では、前酸化炉内の雰囲気ガスの露点は、30℃以下であることが望ましく、同様の観点から、-40℃以上0℃以下であることがさらに望ましい。

【0105】さらに、前酸化炉内での鋼板温度を、上記(3)式のように限定するのは、前酸化時のスケールの生成量および母材からめっき層中へのFeの拡散速度が鋼板のSi含有量により異なるからである。

【0106】すなわち、鋼板温度が $700 + 100 \times \ln[\text{Si}]$ (℃) よりも低ければ、前酸化時に、ラインスピードを低下させずに適正な合金化度とするのに必要なスケール量を得ることが困難となり、一方、鋼板温度が $830 + 50 \times \ln[\text{Si}]$ (℃) よりも高ければ、酸化スケール量が多

* 酸化炉であり、その雰囲気および温度をコントロールすることによって、鋼板表面のスケール生成量を制御することができる。さらに、この前酸化炉で形成された鋼板表面のスケールは、還元雰囲気である均熱帯により還元鉄層となる。

【0100】Si添加鋼では、酸化スケールが形成され難く、この結果、鋼板表面にSiが濃化してめっきのぬれ性が低下し、合金化が遅延してしまう。そこで、形成される酸化スケールの量を適正化するために、前酸化炉の雰囲気（露点および温度）を管理することが有効である。

【0101】この合金化溶融亜鉛めっきが、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25として行われるとともに、前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われることが、望ましい。

【0102】

過ぎて、均熱時に生成する還元Fe層が多く生じ合金化を進めるため合金化度が14%を超え、パウダリング等の加工時のめっき剥離が多くなる。また、前酸化炉によるスケール量が増大すると、ハースロールにスケールが付着し、押し疵発生の原因にもなる。そこで、本発明では、前酸化炉内での鋼板温度を、上記(3)式のように限定することが望ましい。

【0107】なお、前酸化時の加熱方式は、鋼板を挟んで側面からバーナーの燃焼フレームを放出させ、その輻射熱により炉内を急速加熱する無酸化炉方式、あるいは鋼板にバーナーの燃焼フレームを直接当てる直火バーナー方式のいずれでもよいが、炉内の雰囲気安定性を保つ上から輻射熱を用いる無酸化炉方式が好ましい。

【0108】これにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造される。

【0109】すなわち、良加工性、とりわけ穴広げ性および延性が優れている高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得るために、種々の成分系および種々の条件で製造した鋼板についてその材質および組織を総合的に調査した結果、組織がベイニティックフェライト組織であり、かつその組織を20μm以下の結晶粒が80%以上存在する組織とすることにより、高張力鋼であるにもかかわらず極めて優れた加工性（穴広げ性および延性）が確実に得られることが判明した。

【0110】このためには、セメンタイト組織が生成していると不利であり、また結晶粒が粗大であると不利となり望ましくない。そこで、本発明では、組織を、結晶粒径20μm以下の結晶粒が80%以上占め、ベイニティックフェライト組織と限定することが望ましい。

【0111】また、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅 $2.0\ \mu\text{m}$ 以下エッチングされていることは、めっきの密着性確保のために、有効である。すなわち、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅 $2.0\ \mu\text{m}$ より大きくエッチングされていると、穴広げ加工を行うための打ち抜き加工でZn脆化した結晶粒ごと欠落して、ノッチ効果によって、合金化溶融亜鉛めっき後の極端に穴広げ性が劣化する。一方、結晶粒界が幅 $2.0\ \mu\text{m}$ 以下、好ましくは幅 $1.5\ \mu\text{m}$ 以下のエッチングであれば、凹部がめっき処理時にアンカー効果をもたらし、鋼板とめっき相の密着性を高める。

【0112】しかしながら、Si添加鋼では、酸素ポテンシャルを上げて前酸化条件を強化して、酸化スケールを多く形成しないと合金化溶融亜鉛めっき化が困難になる。そのため、本発明では、熱間圧延時の巻取温度を $400\sim 600\ ^\circ\text{C}$ にすることと、めっき工程での前酸化炉の露点を $30\ ^\circ\text{C}$ 以下、空燃比を $0.8\sim 1.25$ として、鋼板表面の結晶粒界の選択酸化を抑制することによって上記目的を確実に達成することができる。

【0113】なお、本発明で規定するエッチングは、合金化溶融亜鉛めっき後インヒビターを添加した塩酸液で鋼板表面のエッチングを抑制し、めっき皮膜のみを溶解した後の鋼板表面をSEMにて観察することで確認できる。

【0114】このようにして、本発明にかかる製造方法により、本発明にかかる合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提供される。この本発明にかかる合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、C: $0.02\sim 0.10\%$ 、Si: $0.1\sim 1.0\%$ 、Mn: $0.8\sim 2.5\%$ 、P: $0.001\sim 0.025\%$ 、S: 0.010% 以下、Al: $0.003\sim 0.1\%$ 、N: 0.008% 以下、Ti: $0.003\sim 0.1\%$ およびNb: $0.003\sim 0.1\%$ のうちの1種または2種、必要に応じてさらに、Cr: $0.005\sim 0.10\%$ 、Mo: $0.005\sim 0.10\%$ 、V: $0.005\sim 0.10\%$ およびB: $0.0001\sim 0.0100\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することを特徴とする、強度 490MPa 以上および穴広げ率 80% 以上であって延性が優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0115】この本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、結晶粒径 $20\ \mu\text{m}$ 以下の結晶粒が 80% 以上占め、ベイニティックフェライト組織からなっている。図1は、この本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の組織を電子顕微鏡で観察した金属組織の写真である。図1から、本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、粒界が角張ったベイニティックフェライト組織からなっていることがわかる。

【0116】また、この本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、めっき層と鋼板との界面における

鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅 $2.0\ \mu\text{m}$ 以下エッチングされている。

【0117】このように、本発明によれば、めっき後の合金化処理が困難なSi含有鋼に対して、従来使用している連続式溶融亜鉛めっき設備を用い、その操業条件を大幅に変動させずに溶融亜鉛めっきおよびその後の合金化処理を確実にかつ低コストで行うことができる。

【0118】(第2の実施の形態)次に、本発明にかかる高強度鋼板およびその製造方法の実施の形態を、添付図面を参照しながら詳細に説明する。

【0119】まず、本発明にかかる高強度鋼板の製造方法において用いる鋼片の組成を限定する理由を、説明する。

(C: $0.02\sim 0.10\%$) 高い穴広げ性を得るには、鋼板組織をグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上とすることが有効である。C含有量が 0.10% を超えると、多くの炭化物が形成され穴広げ性および延性が劣化する。一方、C含有量が 0.02% 未満であると、十分な強度を得られなくなる。そこで、本発明では、鋼板の組織をグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上とするために、C含有量は 0.02% 以上 0.10% 以下と限定する。

【0120】(Si: $0.1\sim 1.0\%$) Siは、鋼の強化に有効であり、しかも延性に悪影響を及ぼすことが少ないため、機械的性質の面からは多量に添加したい成分であるが、過剰に添加すると、赤スケールの生成による外観や塗装性を著しく阻害するという欠点がある。さらに、めっき性を著しく阻害する。

【0121】すなわち、Si含有量が 0.1% 未満であると、強度などの機械的性質に優れた鋼板が得られないばかりでなく、めっき時、前酸化炉の雰囲気では鋼板表面に非常に厚い酸化スケールが形成され、この酸化スケールが還元炉で還元されて生成する還元鉄層が合金化反応を著しく促進するために合金化度の適正範囲を超え、加工時に、パウダリング等のめっき皮膜の剥離が引き起こされる。さらに、前酸化工程の後の還元工程において、ハースロール(搬送ロール)にスケールが付着し、鋼板表面に押し疵等が発生する原因にもなる。

【0122】一方、Si含有量が 1.0% を超えると、外観や塗装性を著しく阻害する。めっき時、酸化層を形成させるために高温にしなければならないため前酸化の際の温度が上昇し過ぎ、再結晶温度を超えて鋼板が軟化して、機械的性質の向上が期待できなくなる。

【0123】そこで、本発明では、Si含有量は 0.1% 以上 1.0% 以下と限定する。

(Mn: $0.8\sim 2.5\%$) Mnは、CやSi等には及ばないものの、有効な強化元素である。しかも、Mnには、パーライトの過剰な生成を抑え、結晶粒を微細にする作用がある。これらの作用を発揮させるために、Mnを 0.8% 以上

添加することが必要である。しかし、2.5 %を超えてMnを添加しても、強化能の向上効果が飽和するとともに、めっき性が劣化する。そこで、本発明では、Mn含有量は0.8 %以上2.5 %以下と限定する。

【0124】(P:0.001~0.025 %) Pは、鋼の強化に有効であり、多量に添加したい成分であるが、P含有量が0.025 %を超えると、脆化し易いとともにめっき層のパウダリング性を劣化させる。一方、P含有量が0.001 %未満に低減するには相応のコスト上昇を伴う。そこで、本発明では、P含有量は0.001 %以上0.025 %以下と限定する。

【0125】(S:0.010 %以下) Sは、0.010 %を超えて含有すると、MnとA系介在物を作って伸びフランジ性を低下させる不純物元素であるので、極力低減することが望ましい。そこで、本発明では、S含有量は0.010 %以下と限定する。

【0126】(Al:0.003~1.0 %) Alは、脱酸成分としてまた鋼の清浄化のためにも添加が不可欠である。このためにはAlは少なくとも0.003 %添加する。一方、Al含有量が1.0 %を超えると、鋼の清浄化効果は飽和し、コスト上昇を伴うだけとなる。そこで、本発明では、Al含有量は0.003 %以上1.0 %以下と限定する。

【0127】(N:0.008 %以下) Nは、伸びフランジ性を劣化させる不純物である。そこで、本発明では、N含有量は0.008 %以下と限定する。

【0128】(Ti:0.003~0.1 %およびNb:0.003~0.1 %のうちの1種または2種) TiおよびNbは、いずれも、本発明では必要に応じて添加される任意添加元素であって、上記の範囲の量を含有することにより、鋼板の加工性を劣化させる固溶炭素および固溶窒素を固定し、*30

$$C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09 \quad \dots \dots (1)$$

である。ただし、(1)式において、 $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ である。

【0133】この理由は、穴広げ性の低下原因となるセメントサイトを生成させないためである。望ましくは、鋼中のCをTiまたはNbの1種または2種で炭化物として固定することにより、穴広げ性が良好でかつ延性も良好な※

$$-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70 \dots (2)$$

である。

【0135】この理由は、良好な穴広げ性を確保するためには、種々の元素の範囲を規定するだけでは不十分であり、各元素を相互関係づけて制御することが必要であり、(2)式を満足することにより、目標とする80%以上の穴広げ性を満足できるためである。

【0136】なお、TiおよびNbは、いずれも、本発明では任意添加元素であるためTi、Nbを含有しない場合もあるが、この場合には(1)式および(2)式では $Ti = 0$ 、 $Nb = 0$ として算出される。

【0137】上記以外は、Feおよび不可避免の不純物である。本発明にかかる高強度鋼板の製造方法では、かかる

* 穴広げ性を向上するとともに、大幅な強度上昇を付与する好ましい元素である。

【0129】さらに、本発明の最も重要な点として、TiやNbを所要の微量添加することにより実製造上冷却温度の制御が困難な比較的低温域での巻取りなどの複雑な冷却パターンをとらなくても穴広げ性の改善に有効なグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトが得られる。

【0130】一方、TiおよびNbそれぞれの含有量が0.1 %を超えると、かかる効果が飽和する。そこで、本発明では、Ti:0.003~0.1 %およびNb:0.003~0.1 %のうちの1種または2種を含有することと、限定することが望ましい。

【0131】(Cr:0.005~0.10%、Mo:0.005~0.10%、V:0.005~0.10%およびB:0.0001~0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上)これらは、本発明では、いずれも、高強度とした上で、穴広げ性および伸びを向上させるための任意添加元素として添加される。すなわち、Cr、Mo、VおよびBの含有量が上記範囲の下限を下回ると、所要の高強度かつ優れた穴広げ性および伸びが得られ難くなり、一方、上限を上回ると、コスト高となるのに加えて、特性の向上効果が飽和する。そこで、Cr、Mo、VおよびBのうちの少なくとも1種を添加する場合には、Cr:0.005 %以上0.10%以下、Mo:0.005 %以上0.10%以下、V:0.005 %以上0.10%以下、B:0.0001%以上0.0100%以下と限定することが望ましい。

【0132】((1)式)本発明では、C、Ti、N、SおよびNbそれぞれの含有量を、下記(1)式で規定する関係に限定する。すなわち、

※ グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトの組織に制御することができる。

【0134】((2)式)また、本発明では、C、Si、Mn、Ti、NbおよびNそれぞれの含有量を、下記(2)式で規定する関係に限定する。すなわち、

組成を有する鋼片に、熱間圧延、冷却、巻取り、酸洗および合金化溶融亜鉛めっきを行う。以下、これらの工程について説明する。

【0138】(熱間圧延)本発明では、上記の鋼組成を有する鋼片に、880~970℃の仕上圧延温度で熱間圧延を行う。なお、鋼片の溶製から熱間圧延前の加熱までの工程では、周知慣用の工程にしたがえばよい。例えば鋼片の加熱温度は、1200~1290℃を例示することができる。

【0139】熱間圧延を終了した後の組織をグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトとするためには、オーステナイト相の粗大化

を図る必要がある。そのためには、880℃以上970℃以下の温度範囲で仕上圧延を行う必要がある。仕上圧延温度が880℃を下回るとオーステナイト粒が微細となりセメンタイトが生成し、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトが得られなくなつて穴広げ性が低下する。一方、仕上圧延温度が970℃を超えると、酸化スケールが過度に生成するため表面傷が増加する。そこで、本発明では、熱間圧延の仕上温度は880℃以上970℃以下と限定する。

【0140】（冷却）熱間圧延を終了した後、600～700℃の温度域に35～55℃/秒の冷却速度で第1の冷却を行う。

【0141】熱間圧延終了後の第1の冷却の冷却速度が35℃/秒に満たないと、仕上げ圧延で生じたオーステナイト相から生成するフェライト相がグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトにならないため、穴広げ性が低下する。一方、この第1の冷却の冷却速度が55℃/秒を超えると、次の中間保持温度の制御性が悪化して特性値のバラツキが大きくなる。そこで、本発明では、仕上圧延の終了直後の第1の冷却の冷却速度を35℃/秒以上55℃/秒以下に限定する。

【0142】また、適量のグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトを生成させるためには、600℃以上700℃以下の温度域での保持または空冷が有効である。600℃未満の温度域で保持してもグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトの成長が望めず、一方、700℃超の温度域で保持すると、結晶粒の成長が活発になるためにグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトが得られなくなる。そこで、仕上圧延の終了直後の第1の冷却の後、600℃以上700℃以下の温度域に保持する。

【0143】この後、結晶粒の成長を抑制するために、400～600℃の温度域に5～40℃/秒の冷却速度で第2の冷却を行われる。つまり、この第2の冷却の冷却速度が5℃/秒未満であると、結晶粒の成長が進みグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトとならないために優れた伸びフランジ性が得られない。一方、この第2の冷却の冷却速度が40℃/秒を超えると、この第2の冷却に後続して行われる巻取の温度の制御性が低下し、特性値のバラツキが大きくな*

$$700 + 100 \times \ln[\text{Si}] \leq T \leq 830 + 50 \times \ln[\text{Si}] \quad \dots \dots \dots (3)$$

ただし、(3)式において、符号Tは、前酸化炉内での最高到達鋼板温度(℃)を示し、符号[Si]は、母材鋼板のSi含有量(質量%)を示す。

【0150】すなわち、前酸化炉で処理する際の空燃比は望ましくは0.8～1.25、さらに望ましくは0.9～1.2とする。空燃比が0.8よりも小さいと、酸化ポテンシャルが小さく、鋼板温度(最高到達鋼板温度を意味する。

*る。そこで、本発明では、この第2の冷却の冷却速度は、5℃/秒以上40℃/秒以下と限定する。

【0144】（巻取り）巻取温度が600℃を超えるとセメンタイト相が生成し、穴広げ性が低下する。一方、巻取温度が400℃を下回るとマルテンサイト相が生成し、鋼板の形状制御性が悪化する。また、巻取温度が600℃を超えると、鋼板表面の結晶粒界の選択酸化が促進するため、穴広げ加工時にノッチ効果を生じ割れの起点となる。さらに、めっき鋼板においても穴広げ加工を行うための打ち抜き加工でZn脆化した結晶粒ごと欠落し、ノッチ効果によって、合金化溶融亜鉛めっき後に極端に穴広げ性が劣化する。そこで、本発明では、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライト組織を得るために、巻取温度は400℃以上600℃以下と限定する。

【0145】（酸洗）冷却後に、酸洗を行う。酸洗は、周知慣用の条件により行えばよい。

（合金化溶融亜鉛めっき）酸洗後に、合金化溶融亜鉛めっきを行う場合、本発明では、鋼板の組成を管理するだけでは良好なめっき性を確保することが困難であり、鋼板の組成とともにめっき条件も適正に管理する必要がある。

【0146】すなわち、合金化溶融亜鉛めっきラインは、溶融めっき工程の前に焼鈍工程があり、この焼鈍工程は、加熱→均熱→冷却→めっき（浸漬）→合金化（加熱）のプロセスからなる。このうち、加熱工程の炉が前酸化炉であり、その雰囲気および温度をコントロールすることによって、鋼板表面のスケール生成量を制御することができる。さらに、この前酸化炉で形成された鋼板表面のスケールは、還元雰囲気である均熱帯により還元鉄層となる。

【0147】Si添加鋼では、酸化スケールが形成され難く、この結果、鋼板表面にSiが濃化してめっきのぬれ性が低下し、合金化が遅延してしまう。そこで、形成される酸化スケールの量を適正化するために、前酸化炉の雰囲気（露点および温度）を管理することが有効である。

【0148】この合金化溶融亜鉛めっきが、連続式溶融亜鉛めっき設備の前酸化炉での加熱を、露点が30℃以下の雰囲気中で空燃比を0.8～1.25として行われるとともに、前酸化炉内での最高到達鋼板温度が下記(3)式を満たすようにして行われることが、望ましい。

【0149】

以下においても同じ）を上げても、適正な合金化に必要な酸化スケールが生成しない。一方、空燃比が1.25を超えると、燃焼ガスが安定化しないため、鋼板上にすすが付着してめっき欠陥が発生したり、前酸化炉内の温度分布が不均一になって鋼板表面に均一な酸化スケールが生成せず、合金化処理を施すと、部分的な合金化のムラが発生する。そこで、本発明では、前酸化炉の雰囲気中で

空燃比を0.8～1.25と限定することが望ましい。

【0151】また、前酸化炉内の雰囲気ガスの露点は、高いほど酸化スケールを生成させるために有利である。しかし、露点が30℃を超えると酸化スケールの生成促進効果が小さくなるとともに、酸化スケールが還元され難くなるので好ましくない。そこで、本発明では、前酸化炉内の雰囲気ガスの露点は、30℃以下であることが望ましく、同様の観点から、-40℃以上0℃以下であることがさらに望ましい。

【0152】さらに、前酸化炉内での鋼板温度を、上記(3)式のように限定するのは、前酸化時のスケールの生成量および母材からめっき層中へのFeの拡散速度が鋼板のSi含有量により異なるからである。

【0153】すなわち、鋼板温度が $700 + 100 \times \ln[\text{Si}]$ (℃) よりも低ければ、前酸化時に、ラインスピードを低下させずに適正な合金化度とするのに必要なスケール量を得ることが困難となり、一方、鋼板温度が $830 + 50 \times \ln[\text{Si}]$ (℃) よりも高ければ、酸化スケール量が多過ぎて、均熱時に生成する還元Fe層が多く生じ合金化を進めるため合金化度が14%を超え、パウダリング等の加工時のめっき剥離が多くなる。また、前酸化炉によるスケール量が増大すると、ハースロールにスケールが付着し、押し疵発生の原因にもなる。そこで、本発明では、前酸化炉内での鋼板温度を、上記(3)式のように限定することが望ましい。

【0154】なお、前酸化時の加熱方式は、鋼板を挟んで側面からバーナーの燃焼フレームを放出させ、その輻射熱により炉内を急速加熱する無酸化炉方式、あるいは鋼板にバーナーの燃焼フレームを直接当てる直火バーナー方式のいずれでもよいが、炉内の雰囲気安定性を保つ上から輻射熱を用いる無酸化炉方式が好ましい。

【0155】これにより、結晶粒径20μm以下の結晶粒が80%以上占め、ベイニティックフェライト組織からなり、めっきと鋼板界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされている合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造される。

【0156】すなわち、良加工性、とりわけ穴広げ性および延性が優れている高強度鋼板を得るために、種々の成分系および種々の条件で製造した鋼板についてその材質および組織を総合的に調査した結果、組織がグラニューラーベイニティックフェライトおよびクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上であり、かつその組織を20μm以下の結晶粒が80%以上存在する組織とすることにより、高張力鋼であるにもかかわらず極めて優れた加工性(穴広げ性および延性)が確実に得られることが判明した。

【0157】このためには、セメントタイト組織が生成していると不利であり、また結晶粒が粗大であると不利となり望ましくない。そこで、本発明では、組織を、結晶粒径20μm以下の結晶粒が80%以上占め、グラニューラー

ベイニティックフェライトおよびクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上と限定することが望ましい。

【0158】また、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μm以下エッチングされていることは、めっきの密着性確保のために、有効である。すなわち、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0μmより大きくエッチングされていると、穴広げ加工を行うための打ち抜き加工でZn脆化した結晶粒ごと欠落して、ノッチ効果によって、合金化溶融亜鉛めっき後の極端に穴広げ性が劣化する。一方、結晶粒界が幅2.0μm以下、好ましくは幅1.5μm以下のエッチングであれば、凹部がめっき処理時にアンカー効果をもたらし、鋼板とめっき相の密着性を高める。

【0159】しかしながら、Si添加鋼では、酸素ポテンシャルを上げて前酸化条件を強化して、酸化スケールを多く形成しないと合金化溶融亜鉛めっき化が困難になる。そのため、本発明では、熱間圧延時の巻取温度を400～600℃にすることと、めっき工程での前酸化炉の露点を30℃以下、空燃比を0.8～1.25として、鋼板表面の結晶粒界の選択酸化を抑制することによって上記目的を確実に達成することができる。

【0160】なお、本発明で規定するエッチングは、合金化溶融亜鉛めっき後インヒビターを添加した塩酸液で鋼板表面のエッチングを抑制し、めっき皮膜のみを溶解した後の鋼板表面をSEMにて観察することで確認できる。

【0161】このようにして、本発明にかかる製造方法により、本発明にかかる高強度鋼板が提供される。この本発明にかかる高強度鋼板は、C:0.02～0.10%、Si:0.1～1.0%、Mn:0.8～2.5%、P:0.001～0.025%、S:0.010%以下、Al:0.003～1.0%、N:0.008%以下、Ti:0.003～0.1%およびNb:0.003～0.1%のうちの1種または2種、必要に応じてさらに、Cr:0.005～0.10%、Mo:0.005～0.10%、V:0.005～0.10%およびB:0.0001～0.0100%からなる群から選ばれた1種または2種以上、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、下記(1)式および下記(2)式の関係をともに満足することの特徴とする、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板または高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板である。

【0162】この本発明にかかる高強度鋼板は、結晶粒径20μm以下の結晶粒が80%以上占め、グラニューラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなっている。図1は、この本発明にかかる高強度鋼板の組織を電子顕微鏡で観察した金属組織の写真である。図1から、本発明にかかる高強度鋼板は、粒界が角張ったグラニューラーベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上からなっていることがわかる。

【0163】本実施の形態の高強度熱延鋼板の組織について説明する。この組織は、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上である。グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上のみが最も好ましいが、実質的にグラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトのうちの1種以上であればよい。すなわち、製造上、不可避免的組織としてそれ以外の組織であるセメンタイトやポリゴナル・フェライト等も生成することもあるが、グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトの特性が損なわれない範囲まで、具体的には、少なくともグラニューベイニティックフェライトおよびクワシーポリゴナルフェライト以外の組織が面積率で10%以下、好ましくは数%程度以下の範囲までは、許容される。

【0164】次に、本実施の形態の高強度熱延鋼板の組織の観察方法とその特徴を説明する。組織を出現させるために、例えばナイタールエッチング等のエッチング処理を行う。そして、個々の結晶粒が見えるように、光学顕微鏡(×500倍程度)やSEM(500倍から3000倍程度)等により観察する。

【0165】グラニューベイニティックフェライトまたはクワシーポリゴナルフェライトは、通常のフェライト組織と比較すると、多角形からなる結晶粒界の個々の辺に細かい凹凸が存在するのが特徴である。一方、通常のフェライト組織では結晶粒界の個々の辺はほぼ直線になっている。

【0166】なお、鋼のベイナイト写真集-1(発行者 日本鉄鋼協会、発行日 平成4年6月29日、4頁、表1)によれば、グラニューベイニティックフェライト

(Granular bainitic α)の特徴は、Granular bainitic ferritic intermediate stage structure; dislocated substructure but fairly recovered like "lath-les s"。一方、クワシーポリゴナルフェライト(Quasi-polygonal α)の特徴は、irregular changeful shape, formed at lower temperature crossing over γ -grain boundary; mostly recovered.と記載されている。この文献には、組成は本発明とは若干異なるものの組織例が数多く載せられており、これら組織は、いずれも形態が本実施の形態の高強度鋼板の組織と類似しており、本発明が意図している組織である。

【0167】また、本発明にかかる高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、めっき層と鋼板との界面における鋼板表面の個々の結晶の間の結晶粒界が幅2.0 μm 以下エッチングされている。

【0168】このように、本発明によれば、めっき後の合金化処理が困難なSi含有鋼に対して、従来使用している連続式溶融亜鉛めっき設備を用い、その操業条件を大幅に変動させずに溶融亜鉛めっきおよびその後の合金化処理を確実にかつ低コストで行うことができる。

【0169】

【実施例】(実施例1)表1および表2に示す成分組成を有する43種の鋼A~1Qを溶製した。このうち、鋼A~1E、1Oおよび1Pが本発明の範囲を満足する鋼であり、鋼1F~1N、1Qが本発明の範囲を満足しない比較鋼である。この鋼A~1Qを、表3および表4に示す条件で、熱間圧延、冷却、巻取り、酸洗および合金化溶融亜鉛めっきを行って、板厚2.6 mmの合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

【0170】

【表1】

10

20

30

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (mass%)														式 (1)	式 (2)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B			
1	A	0.05	0.55	1.44	0.010	0.001	0.034	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	81	
2	B	0.05	0.78	1.82	0.011	0.001	0.080	0.0031	0.033	tr	tr	tr	tr	tr	0.04	82	
3	C	0.02	0.05	2.21	0.008	0.005	0.030	0.0038	0.025	0.030	tr	tr	tr	tr	0.01	77	
4	D	0.04	0.23	0.84	0.010	0.001	0.034	0.0040	0.061	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	85	
5	E	0.05	0.45	1.48	0.010	0.002	0.045	0.0040	0.035	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	73	
6	F	0.08	0.50	1.51	0.009	0.001	0.050	0.0058	0.006	0.027	tr	tr	tr	tr	0.06	88	
7	G	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	tr	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84	
8	H	0.08	0.85	1.81	0.018	0.001	0.033	0.0025	0.025	0.010	0.35	tr	0.06	tr	0.07	85	
9	I	0.06	0.45	1.87	0.020	0.001	0.032	0.0042	0.003	0.025	tr	tr	tr	tr	0.08	70	
10	J	0.10	0.32	2.09	0.011	0.009	0.080	0.0032	0.032	0.035	0.43	0.02	0.03	tr	0.09	80	
11	K	0.05	0.77	1.03	0.010	0.001	0.031	0.0039	0.014	0.010	tr	tr	tr	tr	0.05	87	
12	L	0.03	0.28	1.11	0.017	0.002	0.034	0.0048	0.034	0.015	tr	tr	tr	tr	0.02	83	
13	M	0.03	0.54	1.23	0.023	0.001	0.012	0.0054	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	94	
14	N	0.03	0.53	1.49	0.010	0.007	0.045	0.0043	0.005	0.029	tr	tr	tr	0.0012	0.03	94	
15	O	0.05	0.57	1.67	0.017	0.001	0.021	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	0.0089	0.04	82	
16	P	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	89	
17	Q	0.08	0.60	1.50	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.003	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
18	R	0.05	0.58	1.55	0.012	0.001	0.035	0.0042	0.016	0.015	tr	tr	tr	tr	0.04	82	
19	S	0.06	0.50	1.60	0.016	0.001	0.031	0.0041	0.031	0.003	0.42	tr	tr	tr	0.05	70	
20	T	0.05	0.58	1.50	0.016	0.001	0.028	0.0042	0.032	0.003	tr	0.02	tr	tr	0.04	81	
21	U	0.06	0.55	1.50	0.014	0.001	0.025	0.0044	0.035	0.003	tr	tr	0.06	tr	0.05	79	
22	Y	0.06	0.58	1.60	0.016	0.001	0.030	0.0042	0.045	0.003	tr	tr	tr	0.0020	0.05	90	
23	V	0.05	0.53	1.66	0.015	0.001	0.030	0.0039	0.002	0.025	0.40	tr	tr	tr	0.05	77	
24	X	0.06	0.58	1.85	0.016	0.001	0.035	0.0042	0.003	0.031	tr	0.03	tr	tr	0.06	88	
25	Y	0.05	0.65	1.60	0.014	0.001	0.025	0.0038	0.003	0.033	tr	tr	0.09	tr	0.04	97	
26	Z	0.06	0.60	1.60	0.014	0.001	0.020	0.0042	0.003	0.038	tr	tr	tr	0.0023	0.05	98	
27	1A	0.05	0.55	1.59	0.011	0.001	0.020	0.0039	0.018	0.016	0.44	0.05	0.07	0.0021	0.04	81	
28	1B	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	83	
29	1C	0.06	0.60	1.60	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.008	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
30	1D	0.05	0.61	1.51	0.011	0.001	0.024	0.0038	0.016	0.015	0.39	tr	tr	tr	0.04	82	
31	1E	0.05	0.60	1.81	0.014	0.001	0.003	0.0044	0.018	0.016	0.42	0.04	0.05	0.0023	0.04	88	

式 (1) : $C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09$ 式 (2) : $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$

【0171】

* * 【表2】

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (mass%)														式 (1)	式 (2)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B			
32	1F	0.01*	0.54	1.28	0.010	0.001	0.031	0.0057	0.018	0.003	tr	tr	tr	tr	0.01	87	
33	1G	0.18*	0.45	1.25	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.034	0.035	tr	tr	tr	tr	0.17*	74	
34	1H	0.03	1.22*	1.10	0.010	0.004	0.031	0.0040	0.015	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	120	
35	1I	0.08	0.98	0.61*	0.012	0.001	0.034	0.0042	0.030	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	101	
36	1J	0.07	0.80	2.96*	0.013	0.001	0.040	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.06	90	
37	1K	0.04	0.43	1.22	0.014	0.008	0.044	0.0046	0.320*	0.003	tr	tr	tr	tr	-0.04	346	
38	1L	0.02	0.75	2.01	0.012	0.001	0.029	0.0055	0.034	0.280*	tr	tr	tr	tr	-0.02	482	
39	1M	0.07	0.58	2.22	0.015	0.001	0.031	0.0058	0.010	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	61*	
40	1N	0.06	0.43	1.65	0.012	0.001	0.038	0.0054	0.012	0.003	tr	tr	tr	tr	0.08	54*	
41	1O	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	0.003	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84	
42	1P	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	0.003	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84	
43	1Q	0.04	0.01*	1.59	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	46*	

(注) * : 本発明の条件から外れることを示す。

式 (1) : $C - (12/48) \times Ti^* - (12/93) \times Nb \leq 0.09$ 式 (2) : $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$

【0172】

【表3】

試験 番号	鋼 番号	熱 間 圧 延 条 件					おき条件 T
		FT (℃)	Q FT-KT (℃/秒)	KT (℃)	Q FT-CT (℃/秒)	CT (℃)	
1	A	886	43	612	18	484	750
2	B	915	37	685	20	542	720
3	C	910	36	682	13	589	690
4	D	886	43	612	18	484	710
5	E	888	41	630	8	568	750
6	F	945	50	631	11	551	760
7	G	914	39	666	17	544	700
8	H	901	41	643	16	523	680
9	I	914	43	642	32	412	790
10	J	945	49	636	21	486	630
11	K	945	39	699	38	423	820
12	L	910	46	623	15	512	750
13	M	930	50	612	6	566	720
14	N	932	48	632	14	527	750
15	O	914	38	689	22	532	660
16	P	905	38	664	16	545	700
17	Q	901	38	662	16	547	750
18	R	888	44	612	15	499	720
19	S	890	42	623	19	485	680
20	T	895	40	645	23	475	780
21	U	888	40	635	17	512	650
22	V	915	36	688	19	552	790
23	W	901	36	675	26	486	660
24	X	900	39	655	17	534	690
25	Y	903	39	660	13	566	820
26	Z	912	37	682	13	589	660
27	1A	896	36	671	10	601	740
28	1B	910	38	672	23	501	760
29	1C	913	36	689	25	508	800
30	1D	888	44	612	15	499	810
31	1E	907	43	634	16	516	650

FT : 仕上圧延温度、KT : 中間温度、CT : 巻取温度
 Q FT-KT : 仕上～中間温度の冷却速度
 Q KT-CT : 中間～巻取温度の冷却速度
 T : 前酸化炉内での最高到達温度 (℃)

【0173】

* * 【表4】

試験 番号	鋼 番号	熱 間 圧 延 条 件					おき条件 T
		FT (℃)	Q FT-KT (℃/秒)	KT (℃)	Q FT-CT (℃/秒)	CT (℃)	
32	1F	920	38	681	18	550	720
33	1G	912	35	689	22	525	750
34	1H	917	38	677	21	524	750
35	1I	899	35	678	21	515	780
36	1J	912	45	631	23	464	780
37	1K	908	41	650	16	531	760
38	1L	945	39	699	38	423	760
39	1M	922	44	643	7	589	720
40	1N	917	38	677	21	524	700
41	1O	920	47	623	14	523	600*
42	1P	912	42	645	8	588	850*
43	1Q	910	41	654	14	553	600

FT : 仕上圧延温度、KT : 中間温度、CT : 巻取温度
 Q FT-KT : 仕上～中間温度の冷却速度
 Q KT-CT : 中間～巻取温度の冷却速度
 T : 前酸化炉内での最高到達温度 (℃)

【0174】合金化溶融亜鉛めっきの条件は、前酸化炉として無酸化炉を用い、空燃比：0.95、露点：0℃とした。一方、還元炉での処理条件は以下に列記する通りとした。

【0175】

雰囲気：N₂ 75 体積% + H₂ 25 体積% (露点＝－40℃) 50

鋼板温度：790 ～900 ℃

処理時間：120 秒

また、めっき浴は、下記の浴温および浴組成とし、めっき後、目付量が片面当たり40～55g/m²になるよう調節した。めっき浴中への侵入材の温度は470℃とした。

【0176】浴温：460℃

浴組成：Al=0.11~0.14%（残部は亜鉛）

また、めっき後の合金化処理は、合金化度を調節するために、鋼板温度を500~630℃の範囲で変化させた。

【0177】これらの鋼板の機械的性質を調べるため、引張試験および穴広げ試験を行い、その結果を表5に示*

*した。なお、同表では穴広げ試験により伸びフランジ性を評価した。

【0178】

【表5】

試験 番号	鋼 番号	20μm以下 の結晶粒の 面積率 (%)	ミクロ組織	鋼板表面の 結晶粒の 平均径 (μm)	降伏点 (MPa)	強度 (MPa)	伸び (%)	穴広げ 率 (%)	合金 化度 評価
1	A	80	ペイナイト	0.5	473	679	30.1	143	○
2	B	82	"	1	504	623	28.0	129	○
3	C	82	"	0.5	627	661	28.6	116	○
4	D	82	"	0.5	373	499	38.6	155	○
5	E	84	"	1.5	455	563	33.6	135	○
6	F	82	"	0.5	510	595	33.1	128	○
7	G	86	"	2	445	527	33.7	145	○
8	H	90	"	1.5	587	791	24.3	109	○
9	I	84	"	1	506	620	30.0	129	○
10	J	80	"	1	717	901	20.2	86	○
11	K	82	"	1.5	415	518	34.3	133	○
12	L	84	"	1	399	487	38.7	165	○
13	M	82	"	2	431	495	40.9	149	○
14	N	84	"	1.5	526	565	28.8	131	○
15	O	86	"	0.5	523	634	30.7	101	○
16	P	82	"	1	513	608	30.4	128	○
17	Q	83	"	2	511	610	30.6	130	○
18	R	86	"	0.5	533	633	29.8	132	○
19	S	86	"	2	523	685	29.1	140	○
20	T	85	"	1.5	548	677	28.0	145	○
21	U	82	"	1	545	633	30.2	151	○
22	V	84	"	1.5	560	621	30.1	130	○
23	W	85	"	0.5	555	610	30.6	135	○
24	X	80	"	1	531	688	27.9	129	○
25	Y	83	"	0.5	546	589	30.1	128	○
26	Z	81	"	0.5	578	643	30.4	125	○
27	1A	87	"	1.5	812	982	19.9	93	○
28	1B	82	"	0.5	523	619	31.2	127	○
29	1C	83	"	1	519	614	31.0	132	○
30	1D	86	"	1	535	656	28.8	126	○
31	1E	88	"	1	535	656	28.8	126	○
32	P	64*	フェライト	1	324	394*	41.3	143	○
33	Q	80	ペイト	0.5	595	990	14.2	58*	○
34	R	82	ペイト	0.5	389	583	26.6	76*	○
35	S	74*	フェライト	1	405	475*	32.9	105	○
36	T	82	ペイト	0.5	677	1015*	15.7	65*	×*
37	U	84	ペイト	1.5	614	723	18.4*	72*	○
38	V	76*	ペイト	1.5	648	756	17.2*	76*	○
39	W	82	ペイト	2	549	701	22.9	70*	○
40	X	81	ペイト	0.5	400	530	30.8	74*	○
41	G	86	ペイト	3*	445	527	33.7	146	×*
42	C	86	ペイト	1.5	371	437	40.7	156	×*
43	D	78	フェライト	0.5	372	454*	35.9	125	×*

*：本発明の条件から外れていることを示す。

合金化度評価：パウダリング試験による合金化度評価

○：パウダリング量が20mg以下

×：パウダリング量が20mg以上

【0179】なお、穴広げ率(λ)とは、日本鉄鋼連盟規格JFS T1001 穴広げ試験法に基づいて、合金化溶解亜鉛めっき鋼板に直径10mmの円形の穴を打抜き、この穴に60°円錐ポンチを押し当て穴広げ加工を行い、穴縁に亀裂を生じた時点での穴の拡大率を意味しており、λ(%) = {(db - di) / di} × 100 として算出される。ただし、符号diは初期穴径(mm)を、符号dbは亀裂発生時穴径(mm)を、それぞれ表す。

【0180】また、引張試験は、JIS 5号試験片により行った。さらに、合金化度の評価は、目視観察およびパウダリング試験により行った。すなわち、目視観察で

40 は、合金化後の試験片の外観を目視で観察して合金化が表面まで均一に行われているか否かを判定し、また、パウダリング試験では、パウダリング試験を行ってパウダリング量を求め、実用上問題ないレベルかどうかを判定した。なお、パウダリング試験は、合金化処理を施した後の鋼板から切り出した試験片(円板)を下記の条件で円筒絞り加工し、加工後の試験片の外側壁部にテープを貼着した後に剥がすことによって加工に伴い剥離しためっき皮膜を試験片面から完全にに取り除き、加工前の試験片の重量とテープ剥離後の試験片の重量との差から剥離量(これを、「パウダリング量」という。すなわち、試

試験片1個あたりのパウダリング量である)を求めることによって、行った。パウダリング量が20mg/個以下では実用上問題がなく、パウダリング性が良好とした。

【0181】表5の合金化度評価の項目で、○印はパウダリング量が20mg/個以下の場合、*印はパウダリング量が20mg/個を超える場合である。

〔円筒絞り加工条件〕

ブランク径：90mmφ

ポンチ径：50mmφ (肩径=5mm)

ダイス径：54mmφ (肩径=5mm)

しわ抑え圧：1.0 トン

潤滑：防錆油を使用

めっきと鋼板界面における鋼板表面の結晶粒界の幅(エッチング状態)は、3%インヒビターを添加した10%塩酸溶液でめっき皮膜のみを除去した後、SEMにより100倍で観察し、最大幅を測定した。

【0182】表1、表3および表5に示すように、本発明例である試験番号1~31により、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性およびめっき密着性がともに優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られたことがわかる。このため、これらの高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車用鋼板、特に、サスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う加工を行われる鋼板に、好適に用いることができる。

【0183】一方、表2、表4および表5に示すように、比較例である試験番号32は、C含有量が本発明の範囲の下限を下回るため、結晶粒径が粗大化して強度が低下し、機械特性が不芳となった。

【0184】試験番号33は、C含有量が本発明の範囲の上限を上回って(1)式を満足できないため、穴広げ性等の加工性が不芳となった。試験番号34は、Si含有量が本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに穴広げ性が低下した。

【0185】試験番号35は、Mn含有量が本発明の範囲の

下限を下回るため、強度が不芳となった。試験番号36は、Mn含有量が本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに穴広げ性が低下した。また、めっき密着性も不芳となった。

【0186】試験番号37はTi含有量が、試験番号38はNb含有量が、それぞれ本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに、伸びおよび穴広げ性がいずれも低下した。

【0187】試験番号39および試験番号40は、いずれも、式(2)を満足しないため、所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号41は、めっき処理時の前酸化炉内での最高到達温度が(3)式を満足しないため、合金化が困難となり、めっき密着性が不芳であった。

【0188】試験番号42は、めっき処理時の前酸化炉内での最高到達温度が(3)式を満足しないため、合金化度が過剰となり、加工時にめっき剥離が多発した。さらに、試験番号43は、Si含有量は本発明の範囲の下限を下回るため、強度が低下した。また、前酸化炉で鋼板表面に形成された非常に厚い酸化スケールが還元炉で還元されて、還元鉄層が合金化反応を著しく促進したため、加工時のパウダリング性が不芳となり、合金化度評価が低下した。

【0189】(実施例2)表1における鋼A、F、N、1Aからなる鋼板をめっき母材として、連続式溶融亜鉛めっき設備で溶融亜鉛めっきを行った後に合金化処理を行って合金化溶融亜鉛めっき鋼板とした。無酸化炉内での鋼板温度は、750℃とした。還元炉での処理条件およびめっき条件は実施例1と同じとし、また、合金化処理では、鋼板板温を560℃に固定した。これらの鋼板の製造条件を、表6にまとめて示す。

【0190】

〔表6〕

試験 番号		鋼 番号	熱 間 圧 延 条 件					合金化溶融亜鉛 めっき条件	
			FT (℃)	Q FT-KT (℃/秒)	KT (℃)	Q FT-CT (℃/秒)	CT (℃)	露 点 (℃)	空焼比
1	本発明例	A	912	45	631	23	464	0	0.80
2	比較例	A	914	43	642	39	356*	-10	0.90
3	比較例	A	886	43	612	18	484	0	0.77*
4	比較例	A	975*	54	636	21	486	-10	0.95
5	比較例	A	932	57*	576*	7	527	0	0.90
6	比較例	A	886	43	612	18	484	0	0.77*
7	本発明例	F	908	41	650	16	531	30	0.80
8	本発明例	F	915	37	685	20	542	-20	1.05
9	比較例	F	945	39	699	38	423	40*	0.92
10	本発明例	F	922	44	643	7	589	-10	0.95
11	比較例	F	914	30	722*	26	532	10	0.80
12	比較例	F	945	39	699	38	423	40*	1.05
13	本発明例	N	945	50	631	11	551	-20	1.20
14	比較例	N	917	38	677	21	524	-30	1.29*
15	比較例	N	835*	24*	681	18	550	0	0.80
16	本発明例	N	920	47	623	14	523	0	1.25
17	比較例	N	910	36	682	6	635*	-20	1.00
18	本発明例	1A	896	36	671	10	601	-10	1.10

* : 本発明の条件から外れていることを示す。

FT : 仕上圧延温度 (880~979)、KT : 中間温度 (600~700)、CT : 巻取温度 (400~600)

Q FT-RT : 仕上~中間温度の冷却速度

Q KT-CT : 中間~巻取温度の冷却速度

【0191】そして、これらの合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、合金化度に対する前酸化時の空焼比および雰囲気ガスの露点の影響を調査した。合金化度の調査では、目視観察により合金化状態を調べるとともに、めっき皮膜の合金化度を求めた。なお、合金化度（合金層中のFeの含有量）は、めっき皮膜を溶解し、原子吸光法*

*によりFe、ZnおよびAlの濃度を測定することにより、求めた。また、めっき皮膜における欠陥の発生等、異常の有無についても目視で観察した。鋼板の評価結果を表7にまとめて示す。

【0192】

【表7】

試験 番号		鋼 番号	20μm以下の 結晶粒の 面積率 (%)	ミ ク ロ 組 織	降伏点 (MPa)	強 度 (MPa)	伸 び (%)	穴広げ 率 (%)	熱延板の スケール 症	めっき皮膜 外観	合金化度 (%)	評価
1	本発明例	A	80	ベニチツクフェライト	474	586	32.3	142	○	良好	6.5	△
2	比較例	A	80	フェライト+マルテンサイト *	432	633	26.6	77*	○	良好	7.2	○
3	比較例	A	80	ベニチツクフェライト	473	599	30.1	143	○	処理不足	5.1*	×
4	比較例	A	80	"	473	579	31.6	114	×	良好	9.2	○
5	比較例	A	80	"	461	624	27.1	78*	○	良好	9.0	○
6	比較例	A	80	"	473	599	30.1	143	○	処理不足	5.1*	×
7	本発明例	F	82	"	508	580	33.2	138	○	良好	13.1	△
8	本発明例	F	82	"	512	589	33.6	136	○	良好	8.2	○
9	比較例	F	82	"	510	595	33.1	128	○	良好	14.4*	×
10	本発明例	F	82	"	509	588	32.9	129	○	良好	8.5	○
11	比較例	F	82	フェライト+マルテンサイト *	510	600	32.8	72*	○	良好	6.6	△
12	比較例	F	82	ベニチツクフェライト	511	599	33.1	128	○	良好	14.4*	×
13	本発明例	N	84	"	523	565	31.9	134	○	良好	9.0	○
14	比較例	N	84	"	526	597	29.8	131	○	付着層に 欠陥有	14.5*	×
15	比較例	N	84	"	526	565	29.8	77*	○	良好	6.3	△
16	比較例	N	84	"	527	566	34.5	129	○	良好	12.9	△
17	比較例	N	69*	フェライト+マルテンサイト *	381	523	35.9	76*	○	良好	8.5	○
18	本発明例	1A	89	ベニチツクフェライト	812	982	19.9	93	○	良好	10.0	○

* : 本発明の条件から外れていることを示す。

合金化度評価: ○ : 合金化度が7~11%

△ : 合金化度が6%以上7%未満または11%超え14%以下

× : 合金化度が6%未満または14%超

【0193】なお、表7の評価の欄の○印は、合金化度が7~11%（特に厚目付で好ましいとされる範囲）、△印は合金化度が6%以上7%未満または11%超え14%以下、×印は合金化度が6%未満または14%超えであることを示し、6~14%を適正な合金化度とした。

【0194】表6および表7に示すように、本発明例である試験番号1、7、8、10、13、16、18により、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性およびめっき密着性がともに優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られたことがわかる。このため、これらの

高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車用鋼板、特に、サスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う加工を行われる鋼板に、好適に用いることができる。

【0195】これに対し、試験番号2は巻取温度が本発明の範囲の下限を下回るため、所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0196】試験番号4は、熱間圧延の仕上温度が本発明の範囲の上限を上回るため、熱延鋼板のスケール疵が発生した。試験番号5は、第1の冷却後の保持温度が本発明の範囲を下回るために仕上圧延から中間温度までの冷却速度が大きくなり過ぎ、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0197】試験番号11は、第1の冷却後の保持温度が本発明の範囲を上回るために所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号15は、熱間圧延の仕上温度が本発明の範囲の下限を下回るとともに第1の冷却の冷却速度が小さ過ぎるため、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0198】試験番号17は、巻取温度が本発明の範囲の上限を上回るために所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号9および試験番号12は、ともに、表6に示すように、露点が30℃を超えるため、合金化が進み過ぎて合金化度が適切な範囲を超え、めっき密着性が劣化した。

【0199】試験番号7は、露点が30℃であるため、合金化度の評価は△となった。この評価を○にするには、*

*露点を0℃以下に抑えることが望ましい。試験番号3および試験番号6は、表6に示すように、空燃比が0.8未満であるために合金化処理が不十分となった。

【0200】試験番号14は、空燃比が1.25よりも大きいため、不完全燃焼に起因するすすの付着によるめっき欠陥が発生するとともに、合金化度が適正な範囲を超え不良となった。

【0201】さらに、試験番号1、7、11、15、16では、空燃比がそれぞれ下限および上限の場合であるため、めっき皮膜の外観が良好であったものの、合金化度の評価は△となった。合金化度の評価を○印とするには、このため、空燃比を0.9～1.2とするのが好ましいことがわかる。

【0202】(実施例3)表8および表9に示す成分組成を有するA～1Qを溶製した。このうち、鋼A～1E、1Oおよび1Pは、いずれも、本発明で規定する組成を満足する鋼であり、鋼1F～1Nおよび1Qは、いずれも、本発明で規定する組成を満足しない比較鋼である。このうち、鋼A～1E、1Oおよび1Pの鋼に、表10に示す条件(いずれも本発明で規定する条件を満足する条件)で、熱間圧延、冷却、巻取りおよび酸洗を行って、板厚2.6mmの熱延鋼板を製造した。そして、得られた熱延鋼板のそれぞれについて、20μm以下の結晶粒の面積率と、ミクロ組織と、降伏点と、強度と、伸びと、穴広げ率とを測定した。測定結果を表11にまとめて示す。

【0203】

【表8】

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (wt%)														式 (1)	式 (2)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B			
1	A	0.05	0.55	1.44	0.010	0.001	0.034	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	81	
2	B	0.05	0.78	1.32	0.011	0.001	0.030	0.0031	0.033	tr	tr	tr	tr	tr	0.04	88	
3	C	0.02	0.05	2.21	0.008	0.005	0.030	0.0038	0.025	0.030	tr	tr	tr	tr	0.01	77	
4	D	0.04	0.23	0.84	0.010	0.001	0.034	0.0040	0.061	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	85	
5	E	0.05	0.45	1.48	0.010	0.002	0.045	0.0040	0.035	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	73	
6	F	0.06	0.50	1.51	0.009	0.001	0.50	0.0058	0.006	0.027	tr	tr	tr	tr	0.06	88	
7	G	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	tr	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	81	
8	H	0.08	0.85	1.61	0.018	0.001	0.033	0.0025	0.025	0.010	0.35	tr	0.06	tr	0.07	85	
9	I	0.06	0.45	1.67	0.020	0.001	0.032	0.0042	0.003	0.025	tr	tr	tr	tr	0.06	70	
10	J	0.10	0.32	2.09	0.011	0.009	0.80	0.0032	0.032	0.035	0.43	0.20	0.03	tr	0.09	80	
11	K	0.05	0.77	1.03	0.010	0.001	0.031	0.0039	0.014	0.010	tr	tr	tr	tr	0.05	87	
12	L	0.03	0.23	1.11	0.017	0.002	0.034	0.0048	0.034	0.015	tr	tr	tr	tr	0.02	83	
13	M	0.03	0.54	1.23	0.023	0.001	0.012	0.0054	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	94	
14	N	0.03	0.53	1.49	0.010	0.007	0.045	0.0043	0.005	0.029	tr	tr	tr	0.0012	0.03	94	
15	O	0.05	0.57	1.67	0.017	0.001	0.21	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	0.0089	0.04	82	
16	P	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	83	
17	Q	0.06	0.60	1.50	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.003	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
18	R	0.05	0.58	1.55	0.012	0.001	0.035	0.0042	0.016	0.015	tr	tr	tr	tr	0.04	82	
19	S	0.06	0.50	1.60	0.016	0.001	0.031	0.0041	0.031	0.003	0.42	tr	tr	tr	0.05	70	
20	T	0.05	0.58	1.50	0.016	0.001	0.028	0.0042	0.032	0.003	tr	0.02	tr	tr	0.04	81	
21	U	0.06	0.55	1.50	0.014	0.001	0.025	0.0044	0.035	0.003	tr	tr	0.06	tr	0.05	79	
22	V	0.06	0.58	1.60	0.016	0.001	0.030	0.0042	0.045	0.003	tr	tr	tr	0.0020	0.05	90	
23	W	0.05	0.53	1.65	0.015	0.001	0.030	0.0039	0.003	0.025	0.40	tr	tr	tr	0.05	77	
24	X	0.06	0.58	1.65	0.016	0.001	0.035	0.0042	0.003	0.031	tr	0.03	tr	tr	0.06	88	
25	Y	0.05	0.65	1.60	0.014	0.001	0.025	0.0038	0.003	0.033	tr	tr	0.09	tr	0.04	97	
26	Z	0.06	0.60	1.60	0.014	0.001	0.020	0.0042	0.003	0.038	tr	tr	tr	0.0023	0.05	98	
27	1A	0.05	0.55	1.59	0.011	0.001	0.020	0.0039	0.018	0.016	0.44	0.05	0.07	0.0021	0.04	81	
28	1B	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	83	
29	1C	0.06	0.60	1.50	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.003	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
30	1D	0.05	0.61	1.51	0.011	0.001	0.024	0.0038	0.016	0.015	0.39	tr	tr	tr	0.04	82	
31	1E	0.05	0.60	1.61	0.014	0.001	0.003	0.0044	0.018	0.016	0.42	0.04	0.06	0.0023	0.04	88	

式(1) : $C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$

式(2) : $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Nb + Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$

【0204】

50 【表9】

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (wt%)														
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B	式 (I)	式 (2)
32	IP	0.01*	0.54	1.28	0.010	0.001	0.031	0.0057	0.018	0.003	tr	tr	tr	tr	0.01	87
33	IG	0.18*	0.45	1.25	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.034	0.035	tr	tr	tr	tr	0.17*	74
34	IH	0.03	1.22*	1.10	0.010	0.004	0.031	0.0040	0.015	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	120
35	II	0.08	0.98	0.61*	0.012	0.001	0.034	0.0042	0.030	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	101
36	IJ	0.07	0.80	2.96*	0.013	0.001	0.040	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.06	90
37	IK	0.04	0.43	1.22	0.014	0.008	0.044	0.0046	0.320*	0.003	tr	tr	tr	tr	-0.04	346
38	IL	0.02	0.75	2.01	0.012	0.001	0.029	0.0055	0.034	0.280*	tr	tr	tr	tr	-0.02	482
39	IM	0.07	0.58	2.22	0.015	0.001	<0.031	0.0058	0.010	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	61*
40	IN	0.06	0.43	1.65*	0.012	0.001	0.038	0.0054	0.012	0.003	tr	tr	tr	tr	0.06	54*
41	IO	0.04	0.01*	1.59	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	46*

(注) ●：本発明の条件から外れることを示す。

$$\text{式(1)}: C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$$

$$\text{式(1): } C = \frac{(12/48) \times 11}{(12/93)} \times 100 = 0.39$$

【0205】

【表 10】

試驗 番号		鋼 番号	熱 間 圧 延 条 件				
			FT (℃)	Q FT-KT (℃/秒)	KT (℃)	Q KT-CT (℃/秒)	CT (℃)
1	本 発 明 例	A	886	43	612	18	484
2		B	915	37	685	20	542
3		C	910	36	682	13	589
4		D	886	43	612	18	484
5		E	888	41	630	8	568
6		F	945	50	631	11	551
7		G	914	39	666	17	544
8		H	901	41	643	16	523
9		I	914	43	642	32	412
10		J	945	49	636	21	486
11		K	945	39	699	38	423
12		L	910	46	623	15	512
13		M	930	50	612	6	566
14		N	932	48	632	14	527
15		O	914	36	689	22	532
16		P	905	38	664	16	545
17		Q	901	38	662	16	547
18		R	888	44	612	15	499
19		S	890	42	623	19	485
20		T	895	40	645	23	475
21		U	888	40	635	17	512
22		V	915	35	688	19	552
23		W	901	35	675	26	486
24		X	900	39	655	17	534
25		Y	903	39	660	13	566
26		Z	912	37	682	13	589
27		1A	896	36	671	10	601
28		1B	910	38	672	23	501
29		1C	913	36	689	25	508
30		1D	888	44	612	15	499
31		1E	907	43	634	16	516
32	比 較 例	1F	920	38	681	18	550
33		1G	912	35	689	22	525
34		1H	917	38	677	21	524
35		1I	899	35	678	21	525
36		1J	912	45	631	23	464
37		1K	908	41	650	16	531
38		1L	945	39	699	38	423
39		1M	922	44	643	7	589
40		1N	917	38	677	21	524
41		1O	910	41	654	14	553

FT: 仕上圧延温度、KT: 中間温度、CT: 巻取温度
Q FT-KT: 仕上～中間温度の冷却速度
Q KT-CT: 中間～巻取温度の冷却速度
T: 前酸化炉内での最高到達温度 (°C)

【0206】

【表 1 1】

	順 番 号	20 μ m以下の 結晶粒の 面積率 (%)	ミ ク ロ 組 織	降 伏 点 (MPa)	強 度 (MPa)	伸 び (%)	穴 広 げ 率 (%)
本 発 明 例	A	80	グラニューペイニチックフェライト	471	578	30.3	144
	B	82	グラニューペイニチックフェライト	505	624	27.8	130
	C	82	グラニューペイニチックフェライト	626	650	28.7	115
	D	82	グラニューペイニチックフェライト	371	500	38.7	157
	E	84	クワシー・ドロップフェライト	454	564	33.8	134
	F	82	グラニューペイニチックフェライト	508	594	33.0	129
	G	86	クワシー・ドロップフェライト	444	529	33.9	145
	H	90	グラニューペイニチックフェライト	588	790	24.5	110
	I	84	グラニューペイニチックフェライト	507	619	29.8	130
	J	80	クワシー・ドロップフェライト	716	899	20.3	87
	K	82	グラニューペイニチックフェライト	414	517	34.4	132
	L	84	グラニューペイニチックフェライト	400	498	38.9	167
	M	82	クワシー・ドロップフェライト	432	496	40.8	148
	N	84	グラニューペイニチックフェライト	527	564	30.0	132
	O	86	グラニューペイニチックフェライト	524	632	30.5	100
	P	82	クワシー・ドロップフェライト	512	607	30.5	129
	Q	83	グラニューペイニチックフェライト	509	608	30.7	131
	R	86	グラニューペイニチックフェライト	532	632	30.0	133
	S	85	グラニューペイニチックフェライト	521	686	29.0	139
	T	85	クワシー・ドロップフェライト	542	678	29.2	147
	U	82	グラニューペイニチックフェライト	546	632	30.0	150
	V	84	グラニューペイニチックフェライト	561	620	30.2	131
	W	85	グラニューペイニチックフェライト	554	611	30.7	134
	X	80	グラニューペイニチックフェライト	530	699	28.1	130
Y	83	グラニューペイニチックフェライト	547	590	30.0	129	
Z	81	クワシー・ドロップフェライト	579	642	30.6	124	
比 較 例	1A	87	グラニューペイニチックフェライト	813	980	19.7	95
	1B	82	グラニューペイニチックフェライト	525	618	31.3	126
	1C	83	クワシー・ドロップフェライト	518	613	31.1	133
	1D	86	グラニューペイニチックフェライト	534	658	29.0	125
	1E	86	グラニューペイニチックフェライト	533	657	28.7	127
	P	64*	フェライト+セマンタイト*	323	392*	41.5	144
	Q	80	ペイナイト+セマンタイト*	594	997	14.0	57*
	R	82	ペイナイト+セマンタイト*	388	582	26.7	77*
	S	74*	フェライト+セマンタイト*	403	477*	33.1	106
	T	82	ペイナイト+セマンタイト*	676	1016*	15.5	66*
	U	84	ペイニチックフェライト	615	722	18.6*	71*
	V	76*	ペイニチックフェライト	649	758	17.0*	78*
	W	82	ペイナイト+セマンタイト*	542	702	23.0	69*
	X	81	ペイナイト+セマンタイト*	399	529	30.9	75*
	O	78	フェライト+セマンタイト*	373	455*	35.9	126

* : 本発明の条件から外れていることを示す。

【0207】表8、表10および表11に示すように、本発明の範囲を満足する試験番号1～31により、強度490Mpa以上および穴広げ率80%以上であって延性に優れた高強度熱延鋼板が得られたことがわかる。このため、これら高強度熱延鋼板は、自動車用鋼板、特にサスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う加工を行われる鋼板に好適に用いることができる。

【0208】一方、表9、表10および表11に示すように、比較例である試験番号32は、C含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るため、結晶粒径が粗大化して強度が低下し、機械特性が不芳となった。

【0209】また、試験番号33は、C含有量が本発明で規定する範囲の上限を上回るため、式(1)が本発明で規定する範囲を外れてしまい、穴広げ性などの加工性が不芳となった。

【0210】また、試験番号34は、Si含有量が本発明で

規定する範囲の上限を上回るため、強度および穴広げ性がともに不芳となった。試験番号35は、Mn含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るため、強度が不芳となった。

【0211】また、試験番号36は、Mn含有量が本発明で規定する範囲の上限を上回っているため、強度および穴広げ性がともに不芳となった。また、試験番号37および38は、いずれも、Ti含有量およびNb含有量が高過ぎるため、強度、伸びおよび穴広げ性がいずれも不芳であった。

【0212】また、試験番号39および40は、いずれも、式(1)または式(2)を満足しないため、所要の組織とならず、穴広げ性が不芳であった。さらに、試験番号41は、Si含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回っているため、強度が不芳であった。

【0213】(実施例4)表12および表13に示す成分組

成を有する43種の鋼A～1Qを溶製したこのうち、鋼A～1E、1Oおよび1Pが本発明の範囲を満足する鋼であり、鋼1F～1Nと1Qが本発明の範囲を満足しない比較鋼である。

* 件で熱間圧延、冷却、巻取り、酸洗および合金化溶融亜鉛めっきを行って、板厚2.6 mmの合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

【0215】

【0214】この鋼A～1Qを表14および表15に示す条*

【表12】

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (mass%)														式 (1)	式 (2)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B			
1	A	0.05	0.55	1.44	0.010	0.001	0.034	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	81	
2	B	0.05	0.78	1.32	0.011	0.001	0.030	0.0031	0.033	tr	tr	tr	tr	tr	0.04	82	
3	C	0.02	0.05	2.21	0.008	0.005	0.030	0.0038	0.025	0.030	tr	tr	tr	tr	0.01	77	
4	D	0.04	0.23	0.84	0.010	0.001	0.034	0.0040	0.081	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	85	
5	E	0.05	0.45	1.45	0.010	0.002	0.045	0.0040	0.035	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	73	
6	F	0.06	0.50	1.51	0.009	0.001	0.50	0.0058	0.006	0.027	tr	tr	tr	tr	0.06	88	
7	G	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	tr	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84	
8	H	0.08	0.85	1.61	0.018	0.001	0.033	0.0025	0.025	0.010	0.35	tr	0.06	tr	0.07	85	
9	I	0.06	0.45	1.67	0.020	0.001	0.032	0.0042	0.003	0.025	tr	tr	tr	tr	0.06	70	
10	J	0.10	0.32	2.09	0.011	0.009	0.80	0.0032	0.032	0.035	0.43	0.02	0.03	tr	0.09	80	
11	K	0.05	0.77	1.03	0.010	0.001	0.031	0.0039	0.014	0.010	tr	tr	tr	tr	0.05	87	
12	L	0.03	0.23	1.11	0.017	0.002	0.034	0.0048	0.034	0.015	tr	tr	tr	tr	0.02	83	
13	M	0.03	0.54	1.23	0.023	0.001	0.012	0.0054	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.02	94	
14	N	0.03	0.53	1.49	0.010	0.007	0.045	0.0043	0.005	0.029	tr	tr	tr	0.0012	0.03	94	
15	O	0.05	0.57	1.67	0.017	0.001	0.21	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	0.0089	0.04	82	
16	P	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	83	
17	Q	0.06	0.60	1.50	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.003	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
18	R	0.05	0.58	1.55	0.012	0.001	0.035	0.0042	0.016	0.015	tr	tr	tr	tr	0.04	82	
19	S	0.06	0.50	1.60	0.016	0.001	0.031	0.0041	0.031	0.003	0.42	tr	tr	tr	0.05	70	
20	T	0.05	0.58	1.50	0.016	0.001	0.028	0.0042	0.032	0.003	tr	0.02	tr	tr	0.04	81	
21	U	0.06	0.55	1.50	0.014	0.001	0.025	0.0044	0.035	0.003	tr	tr	0.06	tr	0.05	79	
22	V	0.06	0.58	1.60	0.016	0.001	0.030	0.0042	0.045	0.003	tr	tr	tr	0.0020	0.05	90	
23	W	0.05	0.53	1.65	0.015	0.001	0.030	0.0039	0.003	0.025	0.40	tr	tr	tr	0.05	77	
24	X	0.06	0.58	1.65	0.016	0.001	0.035	0.0042	0.003	0.031	tr	0.03	tr	tr	0.06	88	
25	Y	0.05	0.65	1.60	0.014	0.001	0.025	0.0038	0.003	0.033	tr	tr	0.09	tr	0.04	97	
26	Z	0.06	0.60	1.60	0.014	0.001	0.020	0.0042	0.003	0.038	tr	tr	tr	0.0023	0.05	98	
27	1A	0.05	0.55	1.59	0.011	0.001	0.020	0.0039	0.018	0.016	0.44	0.05	0.07	0.0021	0.04	81	
28	1B	0.05	0.58	1.65	0.013	0.001	0.024	0.0040	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.04	83	
29	1C	0.06	0.60	1.50	0.016	0.001	0.030	0.0040	0.003	0.034	tr	tr	tr	tr	0.05	92	
30	1D	0.05	0.61	1.51	0.011	0.001	0.024	0.0038	0.016	0.015	0.39	tr	tr	tr	0.04	82	
31	1E	0.05	0.60	1.61	0.014	0.001	0.003	0.0044	0.018	0.016	0.42	0.04	0.06	0.0023	0.04	88	

式 (1) : $C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$

式 (2) : $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$

【0216】

【表13】

試験 番号	鋼 番号	鋼スラブの化学組成 (mass%)														
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	V	B	式 (1)	式 (2)
32	1P	0.01*	0.54	1.28	0.010	0.001	0.031	0.0057	0.018	0.003	tr	tr	tr	tr	0.01	87
33	1G	0.18*	0.45	1.25	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.034	0.035	tr	tr	tr	tr	0.17*	74
34	1H	0.03	1.22*	1.10	0.010	0.004	0.031	0.0040	0.015	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	120
35	1I	0.08	0.98	0.61*	0.012	0.001	0.034	0.0042	0.030	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	101
36	1J	0.07	0.80	2.96*	0.013	0.001	0.040	0.0042	0.034	0.003	tr	tr	tr	tr	0.06	90
37	1K	0.04	0.43	1.22	0.014	0.008	0.044	0.0046	0.320*	0.003	tr	tr	tr	tr	-0.04	346
38	1L	0.02	0.75	2.01	0.012	0.001	0.029	0.0055	0.034	0.280*	tr	tr	tr	tr	-0.02	482
39	1M	0.07	0.58	2.22	0.015	0.001	0.031	0.0058	0.010	0.003	tr	tr	tr	tr	0.07	61*
40	1N	0.06	0.43	1.65	0.012	0.001	0.038	0.0054	0.012	0.003	tr	tr	tr	tr	0.06	54*
41	1O	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	0.003	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84
42	1P	0.05	0.60	1.28	0.015	0.003	0.035	0.0050	0.003	0.021	tr	tr	tr	tr	0.05	84
43	1Q	0.04	0.01*	1.59	0.012	0.001	0.032	0.0045	0.036	0.003	tr	tr	tr	tr	0.03	46*

(注)*: 本発明の条件から外れることを示す。

式 (1): $C - (12/48) \times Ti - (12/93) \times Nb \leq 0.09$

式 (2): $-340 \times C + 76 \times Si - 2 \times Mn + 939 \times Ti + 1334 \times Nb + 5470 \times N \geq 70$

(29)

特開2001-355043

56

【0217】

【表14】

10

20

30

試験番号	鋼番号	熱間圧延条件					めき条件
		FT (°C)	Q FT-KT (°C/秒)	KT (°C)	Q FT-CT (°C/秒)	CT (°C)	T (°C)
1	A	886	43	612	18	484	750
2	B	915	37	685	20	542	720
3	C	910	36	682	13	589	690
4	D	886	43	612	18	484	710
5	E	888	41	630	8	568	750
6	F	945	50	631	11	551	760
7	G	914	39	666	17	544	700
8	H	901	41	643	16	523	680
9	I	914	43	642	32	412	790
10	J	945	49	636	21	486	630
11	K	945	39	699	38	423	820
12	L	910	46	623	15	512	750
13	M	930	50	612	6	566	720
14	N	932	48	632	14	527	750
15	O	914	36	689	22	532	660
16	P	905	38	664	16	545	700
17	Q	901	38	662	16	547	750
18	R	888	44	612	15	499	720
19	S	890	42	623	19	485	680
20	T	895	40	645	23	475	780
21	U	888	40	635	17	512	650
22	V	915	36	688	19	552	790
23	W	901	36	675	26	486	660
24	X	900	39	655	17	534	690
25	Y	903	39	660	13	566	820
26	Z	912	37	682	13	589	660
27	1A	896	36	671	10	601	740
28	1B	910	38	672	23	501	760
29	1C	913	36	689	25	508	800
30	1D	888	44	612	15	499	810
31	1E	907	43	634	16	516	650

FT : 仕上圧延温度、KT : 中間温度、CT : 巻取温度
 Q FT-KT : 仕上～中間温度の冷却速度
 Q KT-CT : 中間～巻取温度の冷却速度
 T : 前酸化炉内での最高到達温度 (°C)

【0218】

* * 【表15】

試験番号	鋼番号	熱間圧延条件					めき条件
		FT (°C)	Q FT-KT (°C/秒)	KT (°C)	Q FT-CT (°C/秒)	CT (°C)	T (°C)
32	1P	920	38	681	18	550	720
33	1G	912	35	689	22	525	750
34	1H	917	38	677	21	524	750
35	1I	899	35	678	21	515	780
36	1J	912	45	631	23	464	780
37	1K	908	41	650	16	531	760
38	1L	945	39	699	38	423	760
39	1M	922	44	643	7	589	720
40	1N	917	38	677	21	524	700
41	1O	920	47	623	14	523	600*
42	1P	912	42	645	8	588	850*
43	1Q	910	41	654	14	553	600

FT : 仕上圧延温度、KT : 中間温度、CT : 巻取温度
 Q FT-KT : 仕上～中間温度の冷却速度
 Q KT-CT : 中間～巻取温度の冷却速度
 T : 前酸化炉内での最高到達温度 (°C)

【0219】合金化溶融亜鉛めっきの条件は、前酸化炉として無酸化炉を用い、空燃比：0.95、露点：0℃とした。一方、還元炉での処理条件は以下に列記する通りとした。

【0220】雰囲気 : N₂ 75 体積% + H₂ 25 体積%
 (露点 = -40℃)

鋼板温度 : 790 ~ 900 °C

50 処理時間 : 120 秒

また、めっき浴は、下記の浴温および浴組成とし、めっき後、目付量が片面当たり40～55g/m²になるよう調節した。めっき浴中への侵入材の温度は470℃とした。

【0221】浴温：460℃

浴組成：Al=0.11～0.14%（残部は亜鉛）

また、めっき後の合金化処理は、合金化度を調節するために、鋼板温度を500～630℃の範囲で変化させた。

*

*【0222】これらの鋼板の機械的性質を調べるため、引張試験および穴広げ試験を行い、その結果を表16に示した。なお、同表では穴広げ試験により伸びフランジ性を評価した。

【0223】

【表16】

試験番号	鋼番号	20μm以下の結晶粒の面積率(%)	ミクロ組織	鋼板表面の結晶粒の平均径(μm)	降伏点(MPa)	強度(MPa)	伸び(%)	穴広げ率(%)	合金化度評価
1	A	80	ペニテリタライト	0.5	473	579	30.1	143	○
2	B	82	"	1	504	623	28.0	129	○
3	C	82	"	0.5	627	651	28.6	116	○
4	D	82	"	0.5	373	499	38.6	155	○
5	E	84	"	1.5	455	569	33.6	135	○
6	F	82	"	0.5	510	595	33.1	128	○
7	G	86	"	2	445	527	33.7	146	○
8	H	90	"	1.5	587	791	24.3	109	○
9	I	84	"	1	506	620	30.0	129	○
10	J	80	"	1	717	901	20.2	86	○
11	K	82	"	1.5	415	518	34.3	139	○
12	L	84	"	1	399	497	38.7	165	○
13	M	82	"	2	431	495	40.9	149	○
14	N	84	"	1.5	528	565	29.8	131	○
15	O	86	"	0.5	523	634	30.7	101	○
16	P	82	"	1	513	608	30.4	128	○
17	Q	83	"	2	511	610	30.6	130	○
18	R	86	"	0.5	533	633	29.8	132	○
19	S	85	"	2	523	685	29.1	140	○
20	T	85	"	1.5	543	677	28.0	145	○
21	U	82	"	1	545	633	30.2	151	○
22	V	84	"	1.5	560	621	30.1	130	○
23	W	85	"	0.5	555	610	30.6	135	○
24	X	80	"	1	531	698	27.8	129	○
25	Y	83	"	0.5	546	589	30.1	128	○
26	Z	81	"	0.5	578	643	30.4	125	○
27	1A	87	"	1.5	812	982	19.9	93	○
28	1B	82	"	0.5	528	619	31.2	127	○
29	1C	83	"	1	519	614	31.0	132	○
30	1D	86	"	1	635	656	28.8	126	○
31	1E	86	"	1	535	656	28.8	126	○
32	P	64*	フェライト+セマンタイト*	1	324	394*	41.3	143	○
33	Q	80	ペナイト+セマンタイト*	0.5	595	996	14.2	58*	○
34	R	82	ペナイト+セマンタイト*	0.5	389	583	26.6	76*	○
35	S	74*	フェライト+セマンタイト*	1	405	475*	32.9	105	○
36	T	82	ペナイト+セマンタイト*	0.5	677	1016*	15.7	65*	×*
37	U	84	ペニテリタライト	1.5	814	723	18.4*	72*	○
38	V	76*	ペニテリタライト	1.5	648	756	17.2*	76*	○
39	W	82	ペナイト+セマンタイト*	2	543	701	22.9	70*	○
40	X	81	ペナイト+セマンタイト*	0.5	400	530	30.8	74*	○
41	G	86	ペニテリタライト	3*	445	527	33.7	146	×*
42	C	86	ペニテリタライト	1.5	371	437	40.7	166	×*
43	O	78	フェライト+セマンタイト*	0.5	372	454*	35.9	125	×*

*：本発明の条件から外れていることを示す。合金化度評価：パウダリング試験による合金化度評価
○：パウダリング量が20mg以下
×：パウダリング量が20mg以上

【0224】なお、穴広げ率(λ)とは、日本鉄鋼連盟規格JFS T1001 穴広げ試験法に基づいて、合金化溶融亜鉛めっき鋼板に直径10mmの円形の穴を打抜き、この穴に60°円錐ポンチを押し当て穴広げ加工を行い、穴縁に亀裂を生じた時点での穴の拡大率を意味しており、λ(%) = {(db - di) / di} × 100 として算出される。ただし、符号diは初期穴径(mm)を、符号dbは亀裂発生時穴径(mm)を、それぞれ表す。

【0225】また、引張試験は、JIS 5号試験片により行った。さらに、合金化度の評価は、目視観察およびパウダリング試験により行った。すなわち、目視観察では、合金化後の試験片の外観を目視で観察して合金化が

40

表面まで均一に行われているか否かを判定し、また、パウダリング試験では、パウダリング試験を行ってパウダリング量を求め、実用上問題ないレベルかどうかを判定した。なお、パウダリング試験は、合金化処理を施した後の鋼板から切り出した試験片(円板)に下記の条件で円筒絞り加工を行い、加工後の試験片の外側壁部にテープを貼着した後に剥がすことによって加工に伴い剥離しためっき皮膜を試験片面から完全に取り除き、加工前の試験片の重量とテープ剥離後の試験片の重量との差から剥離量(これを、「パウダリング量」という。すなわち、試験片1個あたりのパウダリング量である)を求めることによって、行った。パウダリング量が20mg/個以

50

下では実用上問題がなく、パウダリング性が良好とした。

【0226】表16における合金化度評価の項目において、○印はパウダリング量が20mg/個以下である場合を示し、*印はパウダリングが20mg/個を超える場合を示す。

〔円筒絞り加工条件〕

ブランク径：90mm

ポンチ径：50mm（肩径＝5mm）

ダイス径：54mm（肩径＝5mm）

しわ抑え圧：1.0 トン

潤滑：防錆油を使用

めっきと鋼板界面における鋼板表面の結晶粒界の幅（エッチング状態）は、3%インヒビターを添加した10%塩酸溶液により、めっき皮膜のみを除去した後、SEMにより1000倍で観察し、最大幅を測定した。

【0227】表12、表14および表16に示すように、本発明例である試験番号1～31により、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性およびめっき密着性がともに優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られたことがわかる。このため、これらの高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車用鋼板、特に、サスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う加工を行われる鋼板に、好適に用いることができる。

【0228】一方、表13、表15および表16に示すように、比較例である試験番号32は、C含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るため、結晶粒径が粗大化して強度が低下し、機械特性が不芳となった。

【0229】試験番号33は、C含有量が本発明の範囲の上限を上回って(1)式を満足できないため、穴広げ性等の加工性が不芳となった。試験番号34は、Si含有量が本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに穴広げ性が低下した。

【0230】試験番号35は、Mn含有量が本発明の範囲の

下限を下回るため、強度が不芳となった。試験番号36は、Mn含有量が本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに穴広げ性が低下した。また、めっき密着性も不芳となった。

【0231】試験番号37はTi含有量が、試験番号38はNb含有量が、それぞれ本発明の範囲の上限を上回るため、強度が高いとともに、伸びおよび穴広げ性がいずれも低下した。

【0232】試験番号39および試験番号40は、いずれも、式(2)を満足しないため、所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号41は、めっき処理時の前酸化炉内での最高到達温度が(3)式を満足しないために合金化が困難となり、めっき密着性が不芳であった。

【0233】試験番号42は、めっき処理時の前酸化炉内での最高到達温度が(3)式を満足しないため、合金化度が過剰となり、加工時にめっき剥離が多発した。さらに、試験番号43は、Si含有量は本発明の範囲の下限を下回るため、強度が低下した。また、前酸化炉で鋼板表面に形成された非常に厚い酸化スケールが還元炉で還元されて、還元鉄層が合金化反応を著しく促進したため、加工時のパウダリング性が不芳となり、合金化度評価が低下した。

【0234】（実施例5）表12における鋼A、F、N、1Aからなる鋼板をめっき母材として、連続式溶融亜鉛めっき設備で溶融亜鉛めっきを行った後に合金化処理を行って合金化溶融亜鉛めっき鋼板とした。無酸化炉内での鋼板温度は、750℃とした。還元炉での処理条件およびめっき条件は実施例2と同じとし、また、合金化処理では、鋼板板温を560℃とした。これらの鋼板の製造条件を、表17にまとめて示す。

【0235】

【表17】

試験 番号	備考	鋼 番号	熱 間 圧 延 条 件					合金化溶融亜鉛 めっき条件	
			PT (℃)	Q PT-KT (℃/秒)	KT (℃)	Q KT-CT (℃/秒)	CT (℃)	露点 (℃)	空燃比
1	本	A	912	45	631	23	464	0	0.80
2	比	A	914	43	642	39	356*	-10	0.90
3	比	A	886	43	612	18	484	0	0.77*
4	比	A	975*	54	636	21	486	-10	0.95
5	比	A	932	57*	576*	7	527	0	0.90
6	比	A	886	43	612	18	484	0	0.77*
7	本	F	908	41	650	16	531	30	0.80
8	本	F	915	37	685	20	542	-20	1.05
9	比	F	945	39	699	38	423	40*	0.92
10	本	F	922	44	643	7	589	-10	0.95
11	比	F	914	30	722*	26	532	10	0.80
12	比	F	945	39	699	38	423	40*	1.05
13	本	N	945	50	631	11	551	-20	1.20
14	比	N	917	38	677	21	524	-30	1.29*
15	比	N	835*	24*	681	18	550	0	0.80
16	本	N	920	47	623	14	523	0	1.25
17	比	N	910	36	682	6	635*	-20	1.00
18	本	1A	896	36	671	10	601	-10	1.10

* : 本発明の条件から外れていることを示す。

PT : 仕上圧延温度(880~979)、KT : 中間温度(600~700)、CT : 巻取温度(400~600)

Q PT-KT : 仕上~中間温度の冷却速度

Q KT-CT : 中間~巻取温度の冷却速度

本 : 本発明例、比 : 比較例を示す。

【0236】そして、これらの合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、合金化度に対する前酸化時の空燃比および雰囲気ガスの露点の影響を調査した。合金化度の調査では、目視観察により合金化状態を調べるとともに、めっき皮膜の合金化度を求めた。なお、合金化度(合金層中のFeの含有量)は、めっき皮膜を溶解し、原子吸光法*

によりFe、ZnおよびAlの濃度を測定することにより、求めた。また、めっき皮膜における欠陥の発生等、異常の有無についても目視で観察した。鋼板の評価結果を表18にまとめて示す。

【0237】

【表18】

試験 番号	備考	鋼 番号	20μm以下の 結晶粒の 面積率 (%)	ミ ク ロ 組 織	降伏点 (MPa)	強 度 (MPa)	伸 び (%)	穴広げ 率 (%)	熱延板の スケール 疵	めっき皮膜 外観	合金化度 (%)	評価
1	本発明例	A	80	ペニテックフェライト	474	596	32.3	142	○	良好	6.5	△
2	比較例	A	80	フェライト+マレンサイト*	432	633	26.6	77*	○	良好	7.2	○
3	比較例	A	80	ペニテックフェライト	473	599	30.1	143	○	処理不足	5.1*	×
4	比較例	A	80	"	473	579	31.6	114	×	良好	9.2	○
5	比較例	A	80	"	461	624	27.1	78*	○	良好	9.0	○
6	比較例	A	80	"	473	599	30.1	143	○	処理不足	5.1*	×
7	本発明例	F	82	"	508	590	33.2	138	○	良好	13.1	△
8	本発明例	F	82	"	512	589	33.6	136	○	良好	8.2	○
9	比較例	F	82	"	510	595	33.1	128	○	良好	14.4*	×
10	本発明例	F	82	"	509	588	32.9	129	○	良好	8.5	○
11	比較例	F	82	フェライト+マレンサイト*	510	600	32.8	72*	○	良好	6.6	△
12	比較例	F	82	ペニテックフェライト	511	599	33.1	128	○	良好	14.4*	×
13	本発明例	N	84	"	523	565	31.9	134	○	良好	9.0	○
14	比較例	N	84	"	526	597	29.8	131	○	付着に は欠陥有	14.5*	×
15	比較例	N	84	"	526	565	29.8	77*	○	良好	6.3	△
16	比較例	N	84	"	527	566	34.5	129	○	良好	12.9	△
17	比較例	N	69*	フェライト+マレンサイト*	381	523	35.9	76*	○	良好	8.5	○
18	本発明例	1A	89	ペニテックフェライト	812	982	19.9	93	○	良好	10.0	○

* : 本発明の条件から外れていることを示す。

合金化度評価 : ○ : 合金化度が7~11%

△ : 合金化度が6%以上7%未満または11%超え14%以下

× : 合金化度が6%未満または14%超

【0238】なお、表18の評価の欄の○印は、合金化度が7~11% (特に厚目付で好ましいとされる範囲)、△印は合金化度が6%以上7%未満または11%超え14%以下、×印は合金化度が6%未満または14%超えであることを示し、6~14%を適正な合金化度とした。

【0239】表17および表18に示すように、本発明例で

ある試験番号1、7、8、10、13、16、18により、強度490MPa以上および穴広げ率80%以上であって延性およびめっき密着性がともに優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られたことがわかる。このため、これらの高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車用鋼板、特に、サスペンションアーム用鋼板のように穴広げを伴う

加工を行われる鋼板に、好適に用いることができる。

【0240】これに対し、試験番号2は巻取温度が本発明の範囲の下限を下回るため、所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0241】試験番号4は、熱間圧延の仕上温度が本発明の範囲の上限を上回るため、熱延鋼板のスケール疵が発生した。試験番号5は、第1の冷却後の保持温度が本発明の範囲を下回るために仕上圧延から中間温度までの冷却速度が大きくなり過ぎ、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0242】試験番号11は、第1の冷却後の保持温度が本発明の範囲を上回るために所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号15は、熱間圧延の仕上温度が本発明の範囲の下限を下回るとともに第1の冷却の冷却速度が小さ過ぎるため、穴広げ性および伸びがいずれも低下した。

【0243】試験番号17は、巻取温度が本発明の範囲の上限を上回るために所望のベイニティックフェライト組織が得られず、穴広げ性が低下した。試験番号9および試験番号12は、ともに、表17に示すように、露点が30℃を超えるため、合金化が進み過ぎて合金化度が適切な範囲を超え、めっき密着性が劣化した。

【0244】試験番号7は、露点が30℃であるため、合金化度の評価は△となった。この評価を○にするには、露点を0℃以下に抑えることが望ましい。試験番号3お*

* よび試験番号6は、表17に示すように、空燃比が0.8未満であるために合金化処理が不十分となった。

【0245】試験番号14は、空燃比が1.25よりも大きいため、不完全燃焼に起因するすすの付着によるめっき欠陥が発生するとともに、合金化度が適正な範囲を超え不良となった。

【0246】さらに、試験番号1、7、11、15および16では、空燃比がそれぞれ下限および上限の場合であるため、めっき皮膜の外観は良好であったものの、合金化度の評価は△となった。合金化度の評価を○印とするには、このため、空燃比を0.9～1.2とするのが好ましいことがわかる。

【0247】

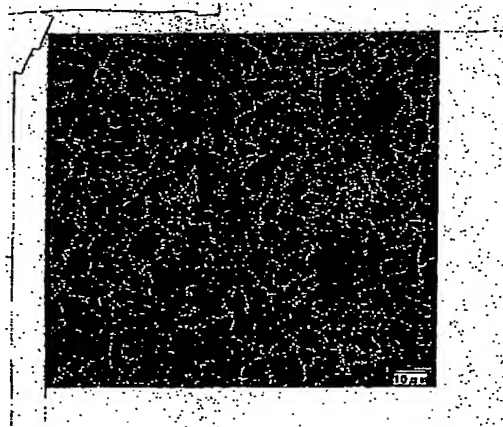
【発明の効果】以上詳細に説明したように、本発明により、穴広げ性および延性が優れた高強度鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を低コストで製造することができた。より具体的には、強度490MPa以上、穴広げ率80%以上であって延性が優れた高強度鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法を提供することができた。

【0248】かかる効果を有する本発明の意義は、極めて著しい。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明による鋼の組織を電子顕微鏡で観察した金属組織の写真である。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.

C 2 2 C 38/38
C 2 3 C 2/02
2/06

識別記号

F I

C 2 2 C 38/38
C 2 3 C 2/02
2/06

テ-マコード (参考)

2/40

(72)発明者 川西 義博
茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内
(72)発明者 柏木 宏之
茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業
株式会社鹿島製鉄所内

2/40

Fターム(参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB44 AC12
4K037 EA01 EA02 EA05 EA11 EA15
EA16 EA19 EA23 EA25 EA27
EA31 EA32 EB05 EB08 EB09
FA03 FC04 FD02 FD03 FD04
FD08 FE06 GA05 HA02 JA07